

Политехнический институт
Кафедра «Материаловедения и технологии обработки материалов»

_____ В. И. Темных
подпись инициалы,
фамилия
« _____ » 2018г.

22.04.01.04 Синтез и литьё новых металлических материалов

Научный руководитель	<u> </u>	<u>профессор, д.т.н.</u>	<u>В.Г. Бабкин</u>
	подпись, дата	должность, ученая степень	инициалы, фамилия
Выпускник	<u> </u>		<u>И.М. Костромин</u>
	подпись, дата		инициалы, фамилия
Рецензент	<u> </u>	<u>н.с. ООО НПЦ МГД, к.т.н.</u>	<u>И.А. Пихутин</u>
	подпись, дата	должность, ученая степень	инициалы, фамилия

Красноярск 2018г.

Федеральное государственное автономное
образовательное учреждение
высшего образования
«СИБИРСКИЙ ФЕДЕРАЛЬНЫЙ УНИВЕРСИТЕТ»

Политехнический институт

Кафедра «Материаловедения и технологии обработки материалов»

УТВЕРЖДАЮ

Заведующий кафедрой

_____ В. И. Темных

« _____ » _____ 2018 г.

ЗАДАНИЕ НА ВЫПУСКНУЮ КВАЛИФИКАЦИОННУЮ РАБОТУ
в форме магистерской диссертации

Студенту (ке) Костромину Илье Мерабовичу

Группа *MT 16-01M* Направление (специальность) *22.04.01*
«Материаловедение и технологии обработки материалов»(22.04.01.04 Синтез
и литье новых металлических материалов)

Тема выпускной квалификационной работы: «Композиционные сплавы на
основе меди для электродов контактной сварки»

Утверждена приказом по университету № 16290/с от 22.11.2016

Руководитель ВКР: В. Г. Бабкин, д. т. н., профессор кафедры
«Материаловедение и технологии обработки материалов»

Исходные данные для ВКР: информационный обзор, исследования на
кафедре

Перечень рассматриваемых вопросов (разделов ВКР):

1. Литературный обзор
2. Исходные материалы, экспериментальное оборудование и методы
исследования.
3. Результаты опытов и их обсуждение.

Руководитель ВКР

В. Г. Бабкин

(подпись)

Задание принял к исполнению

И.М. Костромин

(подпись)

« ____ » _____ 20__ г.

АННОТАЦИЯ

В настоящее время в промышленности требуется получать новые высокопрочные композиционные материалы, надежно работающие в экстремальных условиях воздействия агрессивных сред, высоких давлений и температур. Такие материалы должны отвечать многим требованиям, сочетать в себе разные физико-механические свойства, иметь долгий срок эксплуатации.

В данной магистерской диссертации представлены исследования и разработка композиционных сплавов на основе меди для электродов контактной сварки. Целью работы является исследование особенностей кристаллизации и формирования структуры композиционных сплавов системы Cu-Cr-B

В рамках данной работы проведен анализ современных литературных данных. Исследовано взаимодействие карбидов и боридов на медную матрицу, и сделан обоснованный выбор легирования композиционного сплава на основе меди электротехнического назначения.

В ходе исследований установлено, что при введении в расплав меди миш-металла в количестве 0,1 мас. % и последующей заливки и затвердевании металла в водоохлаждаемом кокиле существенно измельчается кристаллическая структура и повышаются механические свойства меди

Ключевые слова:

КОМПОЗИЦИОННЫЙ СПЛАВ, КАРБИДЫ, БОРИДЫ, КОНТАКТНАЯ СВАРКА, ЭЛЕКТРОДЫ СВАРОЧНЫХ МАШИН, МОДИФИКАТОР, ПЕРЕГРЕВ.

РЕФЕРАТ

Магистерская диссертация по теме «Композиционные сплавы на основе меди для электродов контактной сварки» содержит 50 листов, 19 рисунок, 6 таблицы, 27 используемых источников.

Цель работы: Исследование особенностей кристаллизации и формирования структуры композиционных сплавов системы Cu-Cr-B

Задачи:

- Изучение особенностей приготовления медных сплавов системы Cu-Cr-B и особенностей формирования структуры литых заготовок влияющих на их свойства;

- Исследовать влияние скорости охлаждения на структуру композиционного сплава Cu-Cr-B;

- Исследование комплексного влияния перегрева расплава до гомогенного состояния, скорости охлаждения и модифицирования металлом на формирование структуры на примере чистой меди.

СОДЕРЖАНИЕ

Введение.....	3
1.1 Требования к сплавам электродов контактных машин	5
1.2 Требования к электродам.....	8
1.3 Композиционные материалы на основе металлов: получение, структура, физико-химические и механические свойств	10
1.3.1 Понятие композиционных материалов, их характеристики и классификация	10
1.3.2 Композиционные материалы электротехнического назначения	12
1.4. Методы упрочнения композиционных материалов на основе меди	14
1.4.1 Методы упрочнения медематричных композиционных материалов механическим легированием	12
1.4.2 Методы упрочнения медематричных КМ синтезированием в расплаве упрочняющих фаз	21
1.4.3 Процесс образования карбидов хрома из компонентов расплава системы Cu-Cr-C	26
1.5. Заключение по литературному обзору и постановка задач для исследования	32
2. Исходные материалы, оборудование и методика проведения исследований	37
3.1 Результаты исследований и их обсуждение	40
3.2 Микроструктура композиционных сплавов системы Cu-Cr-B	40
3.3 Твердость композиционных сплавов системы Cu-Cr-B	43
3.4 Влияние температуры на прочность композиционных сплавов системы Cu-Cr-B	44
3.5 Влияние температуры на электросопротивление сплава системы Cu-Cr-B	45
3.6 Влияние высокотемпературной обработки расплава и его модифицирования на структуру и свойства сплавов на основе меди	48
Заключение	53
Список используемых источников	54

ВВЕДЕНИЕ

Актуальность темы исследования. В последние годы прогресс промышленности, неразрывно связанный с разработкой новых материалов, повышает спрос на создание новых высокопрочных композиционных материалов, надежно работающих в экстремальных условиях воздействия агрессивных сред, высоких давлений и температур. Такие материалы должны отвечать многим требованиям, сочетать в себе разные физико-механические свойства, иметь долгий срок эксплуатации. Перспективным решением является создание таких композиционных материалов, в основе которых лежит модель армированной гетерофазной структуры. В настоящее время такие композиты получают в основном порошковой металлургией. Стоимость их получения относительно высокая и связана, в основном, со сложностью технологического процесса, который является многостадийным, энергозатратным и длительным во времени.

Известным способом упрочнения металла является дисперсионное твердение, когда в процессе распада пересыщенного твердого раствора выделяются мелкодисперсные фазовые составляющие от нано- до микро размеров. Однако рабочие температуры дисперсионно-твердеющих сплавов не должны превышать $(0,6 \dots 0,7)T_{пл}$, т. к. упрочнение, вызванное временной термообработкой и старением, практически полностью снимается из-за рекристаллизации матрицы и коагуляции фаз-упрочнителей.

Более высокой жаропрочностью обладают дисперсно-упрочненные сплавы, т. е. сплавы, упрочненные термически стабильными частицами, например, карбидами, оксидами, нитридами. Роль упрочняющей фазы состоит в формировании дислокационной структуры и в ее стабилизации при высоких температурах.

Одним из наиболее эффективных методов получения сплавов данного класса считается внутреннее окисление, включающее в себя операции

выплавки сплава заданного состава, получения из него тонкодисперсных порошков, их окисление до заданной степени, компактирование, пластическую деформацию (волочение, прокатка) экструдированных заготовок в различных температурных интервалах. Таким способом получают, например, сплавы на основе меди, работающие при температурах до 1000 °С. Однако этот способ получения композитов требует больших энерго–временных затрат [1].

В поисках более простых и дешевых технологий ведутся исследования по внедрению в расплавы наноразмерных керамических частиц введением, например, их в разливочный ковш или в изложницу [2]. Однако полученные структуры крайне неоднородны. Отметим, что во всех исследованиях по использованию технологий введения частиц в расплав извне отмечаются трудности, обусловленные свойствами непосредственно наночастиц, главным образом, это – короткое время их существования, плохая смачиваемость расплавом, склонность к образованию крупных конгломератов. Поэтому проводятся работы по осуществлению реакций синтеза таких частиц непосредственно в расплаве (реакционное литье), что способствует получению беспористой межфазной границы и изначальному разделению частиц матричным металлом [3, 4, 5, 6]. Однако и в этом случае сохраняется проблема обеспечения равномерного распределения частиц в объеме расплава, что требует проведения дополнительных мероприятий.

В настоящее время интенсивно изучаются и внедряются в промышленности жидкофазные методы получения композиционных материалов, что особенно важно для составов с небольшим содержанием упрочняющей фазы. При этом знания как о взаимодействии упрочняющих фаз с расплавом матрицы, так и при экстремальных условиях эксплуатации композиционных сплавов (вибрация, повышенное давление и др.) необходимы для определения их областей применения и выбора материалов с нужным комплексом физико-химических свойств. Замешивание в расплав упрочнителя позволит получить из свободно текущей суспензии фасонные

отливки по обычным литейным технологиям. На этом пути проблемы получения однородного распределения в сплаве упрочняющей фазы, борьбы с плохим смачиванием и тенденциями к конгломератам предложено решать кратковременной НЧК расплавов [3].

Практическая значимость работы. Полученные сведения по структуре и физико-химическим и механическим свойствам литых композиционных сплавов на основе меди, содержащих тугоплавкие карбиды и свободный углерод, позволяют рекомендовать их в качестве перспективных материалов для работы разрывных электроконтактов.

1. 1 Требования к сплавам электродов контактных машин

Одним из основных требований, предъявляемых к электродным сплавам, является их высокая прочность при повышенных температурах. Через электроды контактных машин протекают токи большой величины, например при точечной сварке алюминиевых сплавов плотность тока в средней части электродов может достигать $250...300 \text{ А/мм}^2$. Поэтому от материала, используемого для электродов и роликов, требуется также высокая электропроводность (особенно при сварке легких сплавов). При сварке некоторых легких сплавов с низкой коррозионной стойкостью (магниевые сплавы) следы меди по поверхности точек и роликовых швов вообще не допускаются. В таких случаях металл электродов должен обладать низкой способностью к диффузии и схватыванию с металлом свариваемых деталей.

При выборе электродных сплавов в каждом отдельном случае следует решать, какому свойству необходимо отдавать предпочтение или каково должно быть соотношение этих свойств. При сварке, например, нержавеющей сталей и жаропрочных сплавов решающее значение имеет жаропрочность и жаростойкость материала; в случаях сварки легких сплавов

— электропроводность и низкая способность взаимного переноса металла; при сварке углеродистых и низколегированных сталей — удачное их соотношение. В таблице приведены требования к основным свойствам сплавов для электродов различного назначения, определяемые ГОСТом 14111—69, нормами машиностроения МН 116—60 и международными стандартами. Однако, как показывает опыт, указанные общие требования к материалам электродов еще не позволяют в большинстве конкретных случаев выбрать лучшие материалы или дать обоснованные рекомендации для их разработки.

Исследования, а также практика эксплуатации показали, что стойкость электродов, под которой понимается способность сохранять размеры и форму рабочей поверхности, а при сварке легких сплавов, кроме того, — противостоять переносу металла электродов на свариваемые детали и загрязнению поверхности электродов, зависит от режима и темпа сварки, свойств и толщины свариваемых металлов, структуры и свойств металла электродов, а также от их конструкции и условий охлаждения.

Таблица – 1 Требования к основным свойствам электродных сплавов

Класс сплавов	Наименьшая электропроводность сплава по отношению к электропроводности стандартной отожженной меди, %	Наименьшая твердость НВ	Рекомендуемое применение электродов
I	80	95	Для сварки легких сплавов
II	75	120	Для сварки углеродистых и низколегированных сталей
III	45	180	Для сварки нержавеющей и жаропрочных сталей

Оценить влияние режимов и условий сварки на стойкость электродов наиболее удобно, выбрав «обобщенный» параметр—температуру, которая устанавливается на рабочей поверхности электродов в исследуемых условиях.

При температурах (0,6 ...0,7) T_{пл}, то есть при сварке, например, нержавеющей и жаропрочных сталей, и сплавов, применении мягких

режимов или при высоких темпах сварки доминирующим процессом, определяющим стойкость электродов, по-видимому, будет ползучесть, контролируемая диффузией. При более низких температурах — (0,4 ... 0,5) Тпл, — развивающихся на рабочей поверхности электродов, при сварке на жестких режимах, легких сплавов или отдельными точками при длительных перегревах наряду с ползучестью большую роль играют процессы термической и малоциклового усталости. Поэтому к материалу электродов, предназначенных для работы при высоких температурах, предъявляются повышенные требования по сопротивлению ползучести, т.е. более высокой жаропрочности, в частности одночасовой горячей твердости и длительной прочности. В связи с этим для изготовления электродов желательно иметь металл с более крупным зерном, так как при высоких температурах более стойким против ползучести будет крупнозернистый материал с повышенной жаропрочностью. Так как при циклических нагревах образуются внутризеренные и главным образом, межзеренные трещины металл должен обладать высокой пластичностью при повышенных температурах, как лучше сопротивляющийся термической усталости. При точечной сварке легких сплавов более высокая стойкость наблюдается у электродов с мелким зерном, высокой электропроводностью и не содержащих в своем составе поверхностно-активных элементов, взаимодействующих со свариваемыми материалами путем диффузии и схватывания [7].

1.2 Требования к электродам

Электрод используемый при контактной сварке, в отличие от электродов сварочных используемых в строительстве при дуговой сварке, представляет собой часть вторичного контура сварочной машины, непосредственно соприкасающуюся со свариваемыми деталями. Электроды подводят электрический ток, расплавляющий металл в месте образования сварного соединения, а также осуществляют передачу усилий, необходимых для сжатия свариваемых деталей. Электроды отводят значительную часть тепла, выделяемого в процессе сварки. Через электроды контактных машин может протекать ток до 100...150 тысяч А, а усилия, передаваемые электродами мощных контактных сварочных машин, достигают (при стыковой сварке) несколько сотен тонн. Количество сварочных циклов может достигать 200...300 в минуту, а в отдельных случаях и больше.

Контактная сварка начинается с предварительного сжатия деталей для обеспечения хорошего контакта между ними. Пропускаемый между электродами сварочный ток нагревает свариваемые детали. К тепловому воздействию на электроды от сварочного тока добавляется нагрев их теплопроводностью от нагреваемых до более высокой температуры свариваемых деталей. Неравномерный нагрев отдельных частей электрода, особенно в случае интенсивного охлаждения электрода водой, приводит к возникновению тепловых напряжений внутри электрода.

Действие указанных факторов непостоянно как в процессе одного сварочного цикла, так и по мере перехода от первого цикла к последующим. Износ электродов и связанное с этим изменение площади контактной поверхности приводит к изменению удельного давления и плотности тока в контакте, а следовательно, к изменению тепловыделения, теплоотвода, т.е. условий работы электродов.

К действию перечисленных факторов присоединяется влияние других факторов, связанных с разогревом электродов в начальный период их работы, перекосами электродов, неточной сборкой свариваемой конструкции и т. п.

Сложность условий работы электродов контактных машин определяет требования к их конструкции. Электрод и его рабочая часть должны иметь:

- 1) высокую электро- и теплопроводность;
- 2) контактную поверхность определенной формы и размеров для обеспечения надежного подвода тока к свариваемым деталям и передачи на них давления;
- 3) достаточную прочность при периодических нагревах и охлаждениях;
- 4) высокую стойкость против окисления и износа;
- 5) эффективный теплоотвод;
- 6) удобство и надежность монтажа;
- 7) форму, обеспечивающую достаточную жесткость и свободный доступ к месту сварки.

Удовлетворение перечисленных требований возможно лишь при правильном выборе конструкции электродов, материала и технологии их изготовления. Большое влияние на работу электродов оказывает выбор технологии сварки, а также уход за электродами в процессе их эксплуатации [8].

1.3 Композиционные материалы на основе металлов: получение, структура, физико-химические и механические свойства

1.3.1 Понятие композиционных материалов, их характеристики и классификация

Композиционными материалами (КМ) или композитами называют искусственно созданный неоднородный материал, состоящих из двух и более компонентов с четкой границей раздела между ними. Одним из компонентов КМ является непрерывная фаза, называемая матрицей (основа), в которой распределены нерастворимые в ней материалы другой природы – упрочнители (армирующие или наполнители) [11, 12].

Механические показатели являются основополагающим при разработке композиционного материала. КМ имеют заданное сочетание различных свойств: высокая удельная прочность и жесткость, жаропрочность, износостойкость, теплозащитные свойства, устойчивость в агрессивных средах, коррозионная стойкость. Другими желательными механическими свойствами являются сопротивление усталости, сопротивление ползучести. Набор вышеупомянутых свойств, которыми обладают КМ, невозможно получить при использовании обычных материалов. Применением КМ можно создавать принципиально новые конструкции.

Несколько основных признаков КМ:

- свойства материала отличны от свойств его компонентов, взятых отдельно;
- материал является искусственно созданным изделием, чем обуславливает свое отсутствие в природе в естественном виде;
- наличие в материале двух и более компонентов, отличающихся по химическому составу и разделенных ярко выраженной границей раздела фаз;
- распределение компонентов в композиционном материале, его состав и форма заранее планируется;

– свойства композиционного материала определяются присутствием компонентов в достаточном количестве.

Композиционные материалы различаются по природе матрицы, по геометрии армирующих компонентов, по распределению компонентов (схеме армирования). По геометрии армирующих компонентов композиционные материалы делятся на порошковые, в которых используются наполнители в виде дисперсных порошков или гранул, волокнистые, армированные непрерывными или дискретными волокнами, в том числе нитевидными монокристаллами, и слоистые (пластинчатые) [9].

В зависимости от расположения армирующего компонента в материале КМ могут быть изотропными, т. е. имеют одинаковые свойства во всех направлениях (дисперсно-упрочненные сплавы, хаотично армированные КМ), и анизотропными, свойства которых зависят от направления. Когда хаотично армированные КМ упрочняются дискретными частицами игольчатой формы, ориентированными в пространстве случайным образом, в этом случае КМ получают квазиизотропными, т. е. изотропны в объеме, но анизотропны в микрообъемах всего материала.

Дисперсно-упрочненные сплавы. В дисперсно-упрочненных КМ в матрицу обычно введены искусственным путем тонкодисперсные, равномерно распределенные на заданном расстоянии друг от друга тугоплавкие частицы карбидов, оксидов, нитридов и др., не взаимодействующие с металлической основой при высоких рабочих температурах и не растворяющиеся в ней вплоть до температуры плавления фаз [10]. Прочность КМ растет за счет уменьшения размера частиц наполнителя и расстояния между ними. Основным несущим элементом в дисперсно-упрочненных КМ является матрица [4].

Использование в качестве упрочняющих фаз стабильных тугоплавких соединений, которые не взаимодействуют с медью и не растворяются в ней вплоть до $T_{\text{плав}}$. [10].

Геометрические факторы структуры определяют эффективность упрочняющего действия частиц второй фазы, стабильной в контакте с металлической матрицей. Максимальный эффект упрочнения получается при достаточно небольших размерах частиц упрочняющей фазы (0,01...0,05 мкм) [10]. Среднее расстояние между частицами должно составлять 0,1...0,5 мкм при условии равномерного распределения их в матрице [11, 12].

При выборе упрочняющих фаз обращают внимание на стабильности этих фаз в контакте с матрицей. В этом случае обеспечивается малое изменение межчастичного расстояния или постоянство его, определяющие прочность сплавов. Высокая термическая стабильность частиц упрочняющей фазы свидетельствует об отсутствии химического взаимодействия с матричным металлом с образованием новых фаз и о малой их склонности к коалесценции при высоких температурах. Этим требованиям отвечают термодинамически устойчивые тугоплавкие соединения: карбиды, оксиды, нитриды и бориды [11].

1.3.2 Композиционные материалы электротехнического назначения

Выбор матрицы и упрочняющих фаз. Матрицу для композиционного материала выбирают, учитывая целый комплекс важных технологических свойств, благодаря которым конечный продукт будет отвечать многим требованиям, предъявляемым к КМ. Необходимые материалу механические и физико-химические свойства, такие как пластичность, стойкость к окислению и электроэрозии, прочность, электропроводность, жаростойкость и др., определяют эти требования.

Медь, в качестве заменителя серебра, обладает набором необходимых свойств для материалов электроконтактного назначения, позволяющих создавать на ее основе сплавы с повышенным сопротивлением к электродуговому износу и свариванию. Медные проводники должны обладать не только высокой электропроводностью, но и способностью противостоять механическим нагрузкам при повышенных температурах. Перспективными материалами для изделий электротехнического назначения, обладающих высокой электропроводностью и достаточной прочностью при повышенных температурах, являются медные композиционные сплавы, упрочненные дисперсными частицами карбидов. Композиционные сплавы на основе меди широко применяют в электротехнике в качестве контактного материала для низко- и высоковольтных выключателей, вставок плазмотронов, электродов сварочных машин и др. [13].

Технологии получения дисперсно-упрочненных металломатричных композитов, содержащих медную матрицу и упрочняющие элементы (тугоплавкие переходные металлы, карбиды, алмазные наночастицы, и др.) относятся, в основном, к методам порошковой металлургии или металлургическим методам: электронно-лучевого переплава компонентов композита с ограниченной растворимостью, их испарением и смешением в паровом потоке; получения полуфабрикатов из дисперсно-твердеющего низколегированного медного сплава с их последующей термомеханической обработкой; получения литых композиционных материалов, основанным на замешивании дискретных армирующих частиц в расплаве с применением механического, электромагнитного и других методов перемешивания жидкого металла вблизи температуры плавления.

1.4. Методы упрочнения композиционных материалов на основе меди

1.4.1 Методы упрочнения медематричных композиционных материалов механическим легированием

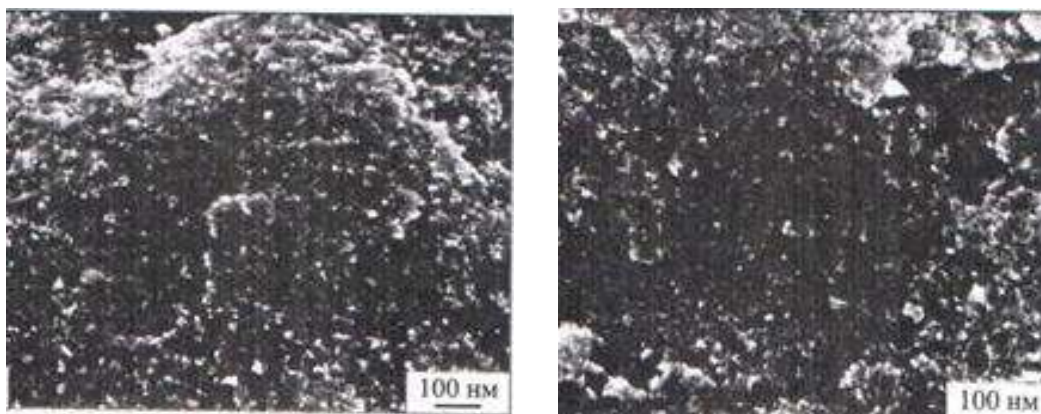
В отечественных и зарубежных источниках наиболее распространенными методами упрочнения медематричных композитов является метод порошковой металлургии [16, 17, 18, 19 и др.].

Коллектив авторов Московского института стали и сплавов исследовали влияние дисперсного упрочнения меди алмазными наночастицами [20]. По их мнению, такие дисперсно-упрочненные композиционные материалы, благодаря низкому коэффициенту термического расширения и высокой теплопроводности, имеют широкие перспективы для изготовления различных деталей микроэлектроники, работающих в условиях термической усталости.

Данный метод уникален тем, что позволяет достичь однородной, ультрадисперсной структуры материала, исходные компоненты которого взаимно не растворены при равновесных условиях.

Обработку исходной смеси проводили в планетарной шаровой мельнице в атмосфере аргона. Продолжительность механического легирования составляла 1–10 ч.

При обработке в планетарной мельнице смеси частиц меди и алмаза были получены материалы на основе меди, содержащие 10; 25; 30 и 35 % НА.



а)

б)

Рисунок 1 – Микроструктура КМ

а – Cu-10 % НА; б – Cu-25 % НА после обработки в планетарной мельнице

На рисунке 1 показана структура гранул КМ после 3 ч обработки в планетарной мельнице. Видно, что за это время в КМ с 10 и 25 % НА достигается относительно равномерное распределение светлых наноразмерных частиц алмаза в темной медной матрице.

При высокоэнергетической обработке крупных частиц меди размером порядка 1000 мкм и наночастиц синтетического алмаза в количестве 10–25 % происходит формирование гранул композиционного материала с однородной микроструктурой. С увеличением содержания частиц алмаза до 35 % время достижения установившейся стадии возрастает до 5 ч.

Максимальный уровень микротвердости КМ (250 HV) достигается при содержании алмаза в количестве 10 %. При увеличении объемной доли наночастиц выше 10 % микротвердость гранул снижается.

Легирование меди алмазными наночастицами приводит к снижению коэффициента термического расширения композиционного материала. Одним годом позже эта же группа исследователей изучила КМ системы Cu-50 % Cr, полученный методом порошковой металлургии [21].

В качестве матричного сырья для изготовления КМ вместо дисперсного порошка использовали стружку технической меди марки М0. Это должно

значительно снизить затраты на производство КМ методом механического легирования. Медную стружку предварительно измельчали в течение 2 мин в планетарной мельнице до размера не более 5000 мкм. В качестве упрочняющего компонента применяли порошок хрома марки ПХ-1 со средним размером частиц 1 мкм. Из измельченной стружки и порошка упрочнителя получали смеси заданного состава.

Механическое легирование проводили в планетарной мельнице в атмосфере аргона без применения поверхностно-активных веществ. Длительность обработки составляла 1–10 ч.

Компактирование гранул композиционного материала, полученных после размолла, осуществляли в две стадии: предварительное прессование при комнатной температуре и окончательное прессование при 650 °С в течение 15–30 мин. Затем проводили отжиг образцов при 700–1000 °С.

На рисунке 2 представлены значения твердости и электропроводности КМ Cu-50 % Cr, полученного при 5-часовой обработке, в исходном состоянии и после высокотемпературного отжига.

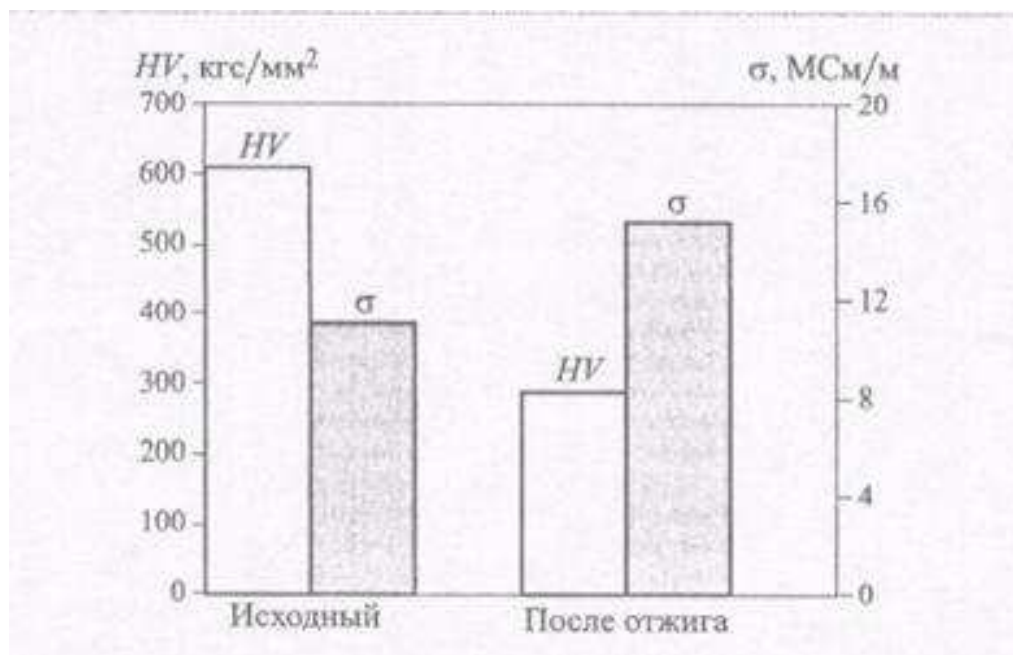


Рисунок 2. – Электропроводность и твердость HV композиционного материала Cu-50% Cr в исходном состоянии и после отжига при 1000 °С, 5 ч

Видно, что отжиг приводит к снижению твердости КМ от 609 до 288 и увеличению электрической проводимости.

На рисунке 3 представлена структура КМ Cu-50 % Cr, полученного после 5-часовой обработки, до и после высокотемпературного отжига.

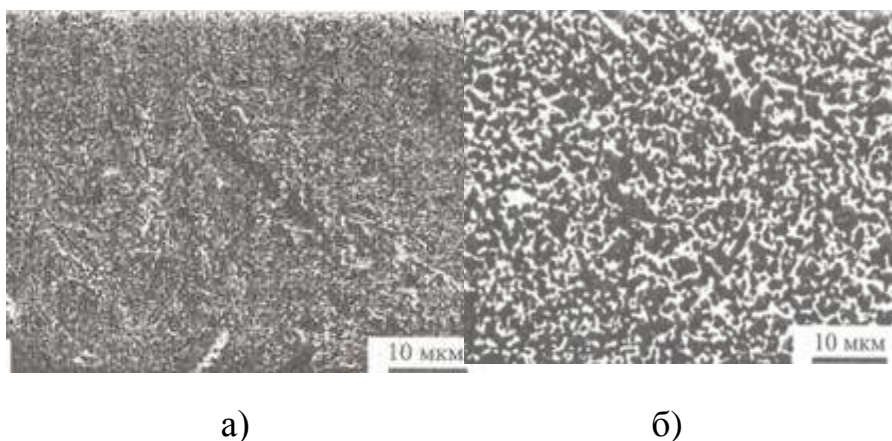


Рисунок 3 – Структура композиционного материала

а – Cu-50 % Cr после компактирования; б – последующего отжига при 1000 °С, 5 ч

Структура материала в обоих состояниях состояла из твердого раствора на основе меди (светлые участки), крупных частиц хрома (темные включения) и дисперсной смеси частиц хрома, меди (участка промежуточного контраста).

Способность выдерживать механические нагрузки под воздействием повышенных температур оценивали с помощью метода длительной твердости. Установлено, что с увеличением обработки от 1 до 10 ч твердость КМ Cu-50 % Cr возрастает от 80 до 135 НВ, что может быть связано с измельчением некогерентных медному твердому раствору частиц хрома.

Применение данного метода делает возможным получение высоких прочностных характеристик КМ Cu-50 % Cr как при комнатной, так и при повышенных температурах, что свидетельствует о высокой термической стабильности этого материала. Высокая сопротивляемость термическому

воздействию композиционного материала Cu-50 % Cr достигается за счет упрочнения медной матрицы дисперсными частицами хрома, внедренными в нее в результате механического легирования.

Одним из перспективных механических методов упрочнения меди посредством введения хрома является применение реакционного механического легирования, которое исключает из процесса получения лигатур высокотемпературную плавку ($t = 1700\text{ }^{\circ}\text{C}$) и литье ($t = 1500\text{ }^{\circ}\text{C}$) [22].

Бронзы, полученные с применением механически легированной лигатуры, проявляют высокую плотность, безпористость и отсутствие микровключений. Наряду со своим основным назначением разработанные лигатуры также выполняют роль модификатора. Легирующие элементы однородно распределены в основе, образуя α -твердый раствор. Размер частиц циркония и хрома не более 0,1 мкм и они относятся к нано-/субмикрорекристаллическим. На рисунке 4 приведены характерные структуры хромовой и хромоциркониевой литых бронз.

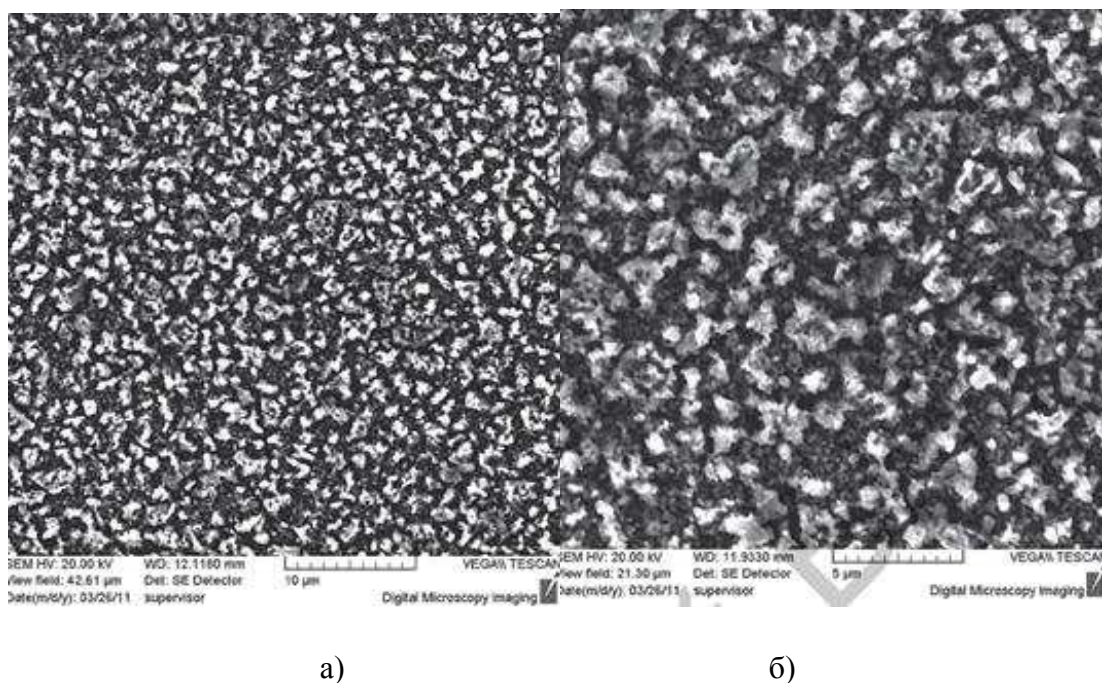
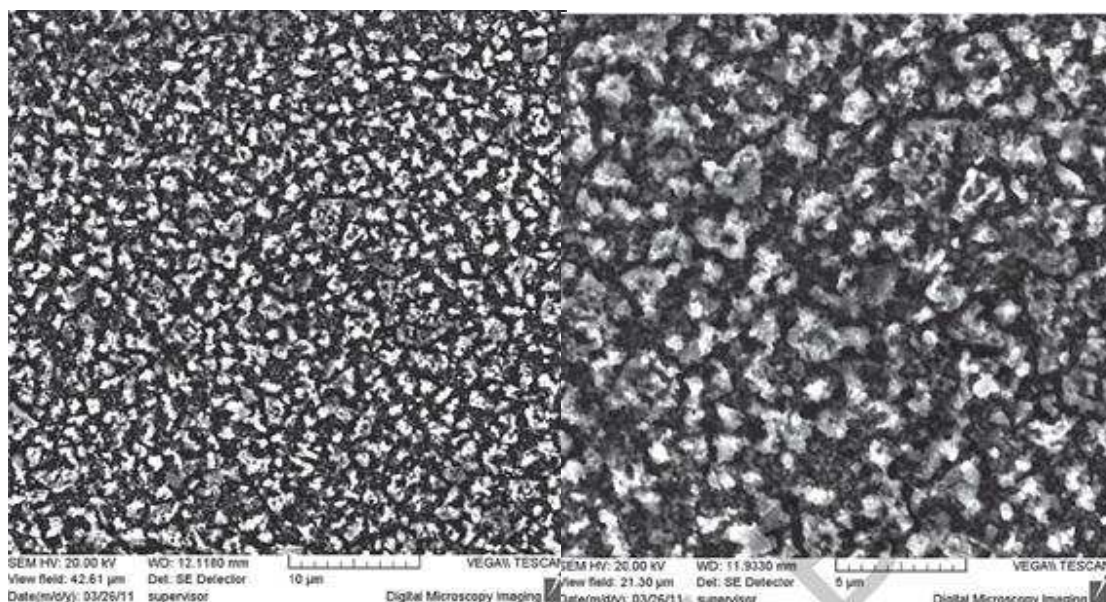


Рисунок 4 – Микроструктура литого материала БрХ1 (механически легированная лигатура);

а – $\times 10\text{ нм}$; б – $\times 5\text{ нм}$



а

б

Рисунок 5 – Микроструктура литого материала БрХЦр (механически легированная лигатура); а – $\times 10$ нм; б – $\times 5$ нм

По основным физико-механическим характеристикам опытные литые бронзы, химический состав которых близок к требованиям ГОСТ, превосходят стандартные (таблица 2).

Таблица - 2 Химический состав и физико-механические свойства отливок из бронз, полученных с применением механически легированной лигатуры

Марка сплава	Раскислитель	Химический состав			Физико-механические свойства			
		Cr	Zr	Fe	σ_B	HB	δ , %	$R \cdot 10^9$ Ом·м
БрХ1	В	0,337	-	0,043	500	150	14,5	17,5
БрХЦр	В	0,344	0,018	0,040	600	170	18	19

Особым преимуществом данной технологии является то, что использование механически легированных лигатур с наноразмерным распределением легирующих компонентов приводит к более быстрому последующему их растворению в расплаве меди. Это дает возможность снизить температуру основной плавки на 150–200 °С и сократить в 2–4 раза

ее продолжительность, снизить угар легирующих элементов более чем в 1,8 раз.

Основными недостатками представленных методов являются:

- загрязнение материала железом вследствие истирания стальных мелющих тел в процессе легирования;
- необходимость компактирования порошка в изделие;
- применение длительной обработки в планетарной мельнице;

1.4.2 Методы упрочнения медематричных КМ синтезированием в расплаве упрочняющих фаз

Ультрадисперсные частицы карбидов переходных металлов, замешанные в расплав меди, не смачиваются расплавом, склонны к коагуляции и неравномерному распределению в литой матрице. Формирование наноразмерных фаз в реакциях *in-situ* является принципиально новым подходом к созданию медематричных композитов электротехнического назначения с заданным комплексом свойств, однако, информация о синтезе объемноармированных композиционных материалов с медной матрицей не многочисленна. В связи с этим, совершенствование этой технологии и разработка новых методов производства медематричных материалов электротехнического назначения с улучшенными свойствами являются актуальной проблемой, решение которой позволит получать материалы высокого качества при минимальных затратах.

В 2010 году Институтом металлургии УрО РАН были произведены эксперименты по замешиванию порошка NbC в расплав меди [23]. Суть эксперимента заключалась в замешивании в расплав меди порошков ниобия (меньше 250 мкм) и графита (меньше 5 мкм). В проведенных трех сериях опытов синтез $\text{NbC} + \text{C} \rightarrow \text{NbC}$ в расплаве меди протекал за счет высокого перегрева последнего, периодического перемешивания графитовым стержнем смеси порошков ниобия и графита с расплавом (серия 1) или воздействия низкочастотных колебаний (НЧК) на расплав (серия 2), а также воздействия НЧК и дополнительного механического активирования исходных порошковых компонентов (ниобий и графит) на высокоскоростной шаровой мельнице в течение 5 мин (серия 3). Плавки проводили в печи сопротивления с использованием тиглей и поршня-излучателя, изготовленных из чистого графита.

Первая серия опытов продемонстрировала принципиальную возможность получения КМ Cu–NbC с беспористой межфазной границей как

для крупных, так и для мелких частиц карбида. Однако неравномерное распределение карбида в медной матрице и присутствие в его морфологических формах длинных цепочек не могут обеспечить высоких прочностных свойств КМ.

В связи с этим для получения композиционного материала Cu–NbC с достаточно равномерным распределением дисперсных частиц карбида последующие эксперименты проводили при воздействии на расплавы низкочастотных колебаниях.

Таким образом достигаются интенсивное перемешивание макро- и микропотоками, улучшение смачиваемости расплавами твердых компонентов, интенсификация диффузионных процессов, повышение однородности структуры литых сплавов.

В опытах серии 2 в жидкую медь замешивали смеси порошков с массовым соотношением Nb : C = 5 : 1 и 10 : 1. Продолжительность воздействия низкочастотными колебаниями увеличивали от 5 до 20 мин, а перегрев относительно температуры плавления меди – от 40 до 420°С.

В данном КМ присутствие карбидной фазы обнаруживается только после общей длительности воздействия НЧК 20 мин при температуре обработки 1400°С. Металлический ниобий и другие возможные фазы в данном композиционном материале отсутствуют или их содержание находится ниже пределов чувствительности метода.

Общий вид микроструктуры сплава после этого этапа обработки представлен неравномерно расположенными по сечению слитка гроздьями упрочняющей фазы.

В опытах серии 3 в результате размалывания порошков ниобия и графита в шаровой мельнице размер частиц ниобия уменьшился от менее 250 мкм до менее 20 мкм. Полученную смесь Nb (2 %) + C (0,2 %) помещали на зеркало расплава меди при 1200 °С и после периодического перемешивания в

течение 5 мин брали пробу. Последняя обработка низкочастотными колебаниями была проведена при 1400 °С.

Во время обработки расплава НЧК произошло расслоение на два состава: взвесь частиц карбида микрометровых и менее размеров в медной матрице и концентрат, в котором находится основная масса карбидных включений более крупных размеров.

Получение карбида NbC науглероживанием металлического ниобия при прокаливании смеси порошка ниобия с сажей является известным способом. Однако реакция $\text{Nb} + \text{C} \rightarrow \text{NbC}$ протекает медленно: при 1500 °С в течение 1 ч, при 1200 °С – за 3–4 ч. Данный эксперимент показал, что процесс образования NbC непосредственно в расплаве меди можно значительно ускорить применением кратковременной механохимической активации порошков (смесь ниобия и графита) и расплава.

Следующий цикл экспериментов был направлен на изучение влияния низкочастотных колебаний на межфазное взаимодействие расплавов меди с порошкообразным карбидом ванадия с целью обеспечения смачиваемости в этих системах при получении композиционных сплавов металл-карбид жидкофазным методом [22].

Сплавы металл-карбид получали как без применения низкочастотных колебаний (НЧК), так и при воздействии НЧК на систему расплав металла-порошок карбида.

Карбид ванадия состава V8C7 был синтезирован из металлического ванадия путем его науглероживания. При этом сохранилась дендритная форма частиц исходного ванадия и их размеры (до 1 мм). Далее карбид был измельчен в шаровой мельнице до размера 139 нм.

Сплав состава Cu-10 % V8C7 получен при НЧК тигля с расплавом меди и некомпактированным порошком карбида при 1200 °С. Взаимодействие компонентов сплава Cu и VC не обнаружено. Таким образом, в полученном

композите упрочняющей фазой является только карбид V8C7. Макроструктура имеет гравитационное расслоение, крупные частицы карбида сосредоточены в верхней части слитков. Дисперсные частицы V8C7 (менее 1 мкм) также образуют взвесь во всем объеме (рисунок 6 а, б).

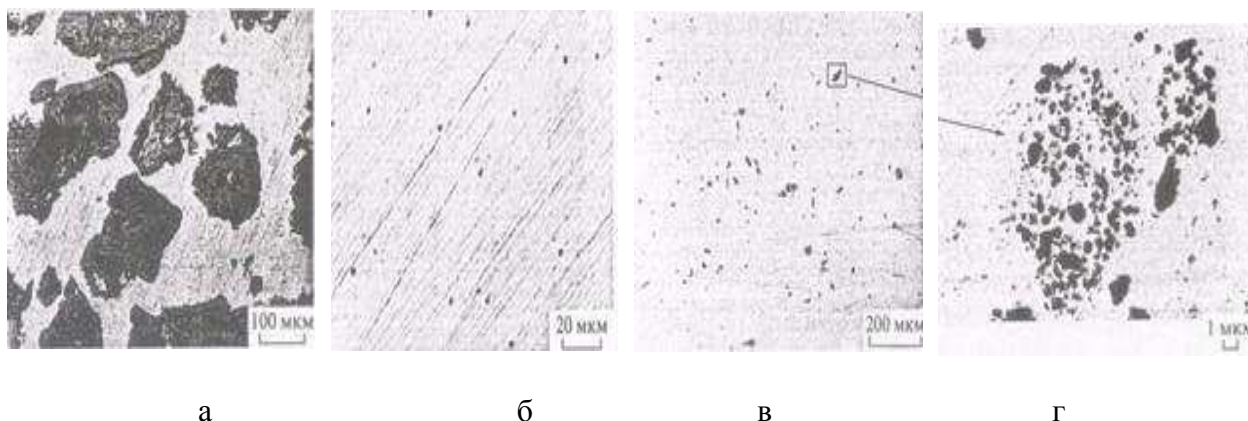


Рисунок 6 – Микроструктура композитов Cu-10 % V8C7

а – верх; б – низ слитка; Cu-2 % V8C7 после измельчения карбида – в; г

Далее были получены литые сплавы с низким содержанием карбида (2 мас. % V8C7) замешиванием его частиц в расплав НЧК поршня-вибратора в расплаве. Обработка проводилась в течение 5 мин при 1200 °С. Микроструктура сплава представлена на рисунке 6 в, г.

Беспористость внешних межфазных границ во всех сплавах характеризует хорошую смачиваемость карбида V8C7 жидкой медью, обеспеченную воздействием на систему НЧК.

В 2013 году эта же группа исследователей изучила влияние агрегатного состояния ниобия и фракционного состава порошков Nb и С на карбидообразование в системе Cu-Nb-C при кратковременном воздействии на расплав низкочастотными колебаниями (НЧК) с целью упрочнения меди [23].

При приготовлении сплавов использовали медную катанку (99,99 % Cu), порошки металлического ниобия (фракции 250–700 мкм) и графита МГ1 (фракции 1–100 мкм). Сплав Cu-10 % Nb – 5 % С получали введением в

расплав меди порошков ниобия и графита при 1300 °С в течение 10 мин как при воздействии на расплав НЧК (сплав 1), так и без него (сплав 2). В качестве образца для сравнения использовали литой композиционный материал с аналогичным составом, полученный при 1700 °С без воздействия НЧК (сплав 3). Для получения функционального сплава порошки ниобия и графита измельчали отдельно или совместно в соотношении Nb/C=10/1.

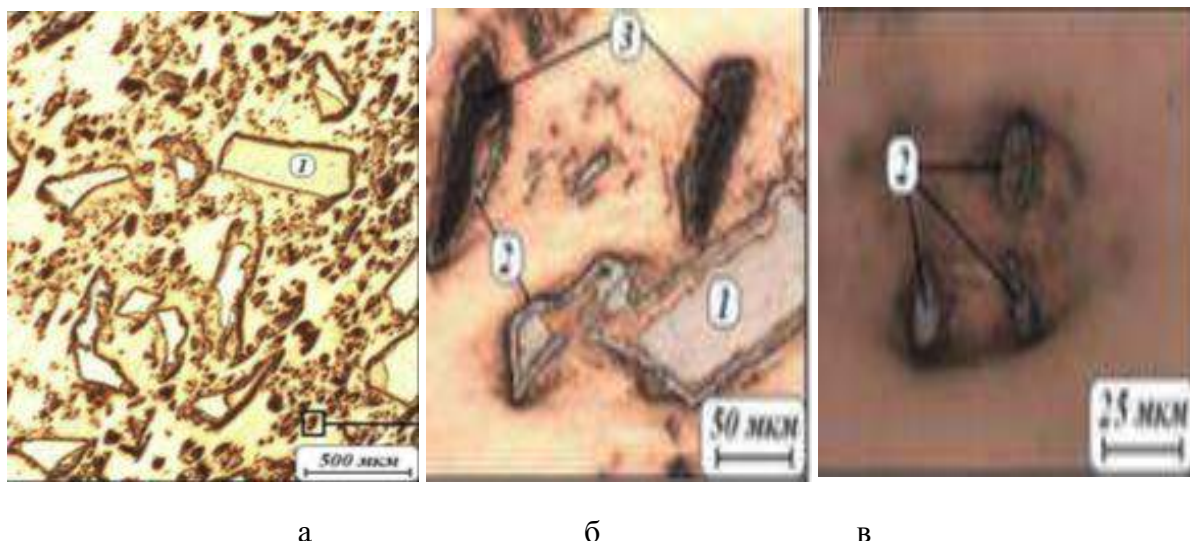


Рисунок 7 - Фрагменты микроструктуры литого композита Cu-10 %Nb-5 %С

а – Увеличение $\times 500$; б – увеличение $\times 50$; в – увеличение $\times 25$

На рисунке 7 представлены фрагменты микроструктуры композиционного сплава 1. По данным микрорентгеноспектрального анализа и измерениям микротвердости, состав и твердость фазы 1 соответствует карбиду Nb_2C , фазы 2 – карбиду NbC , фазы 3 – 100 % углероду.

Химический состав и микротвердость структурных составляющих показывает, что карбидообразование протекает постепенным науглероживанием частиц ниобия с образованием высшего карбида NbC на поверхности частиц и карбида Nb_xC_y в центральной их части.

В отсутствии механоактивации расплава меди низкочастотными колебаниями взаимодействие Nb + C при 1300 °С в течении 5 мин не происходит; лишь во время механического перемешивания отдельные

частицы порошка Nb захватываются расплавом без растворения их в меди (сплав 2).

Таким образом, для получения литых композитов с упрочнением матрицы дисперсными частицами синтезируемых в ее расплаве карбидов ниобия необходимо применять низкочастотную обработку расплава и максимально уменьшать размер исходных частиц ниобия и графита.

Представленные методы также имеют свои недостатки. Прежде всего, это: сложный технологический процесс, включающий в себя размол порошков в шаровой мельнице и обработку расплава НЧК.

1.4.3 Процесс образования карбидов хрома из компонентов расплава системы Cu-Cr-C

На сегодняшний день изучена возможность образования карбидов хрома из компонентов расплава системы Cu-Cr-C для интервала температур 1100°C- 1500°C. Актуальность исследования обусловлена необходимостью создания новых упрочненных сплавов с высокой электропроводностью. Бронзы системы Cu-Cr, благодаря удачному сочетанию высоких механических свойств, электропроводности и теплопроводности, нашли достаточно широкое применение при изготовлении различных электродов электросварочных аппаратов, а также для изготовления различных деталей, работающих при высоких температурах. В основном хромовые бронзы содержат 0,4-1,0 мас. % хрома [1-4]. В производстве таких бронз графит используют не только как составную часть сплавов для раскисления, но и как покров, который помещают на зеркало металла для предотвращения окисления металлического расплава [5]. Поэтому изучение процессов взаимодействия в системе Cu-Cr-C необходимо для анализа технологии производства хромовых бронз.

Также система Cu-Cr-C интересна для разработки технологии создания металломатричных композиционных материалов с повышенной твердостью, обусловленной присутствием частиц карбида хрома в объеме металлической матрицы. В литературе описаны порошковые технологии синтеза композиционных материалов «медь-карбид хрома» [6-8]. Однако перспективным на сегодняшний день представляется и процесс получения дисперсных упрочняющих частиц непосредственно в металлическом расплаве. В литературе имеется некоторое количество информации о работах в этом направлении для различных систем на основе цветных металлов [9-16]. Для системы Cu-Cr-C о возможности синтеза карбидов хрома *in situ* указывается в работах [16-18]. В работе [16] были получены данные о смачиваемости карбида хрома Cr_3C_2 жидкой медью составляет 45° , а при дальнейшем повышении температуры происходит его плавное уменьшение, что свидетельствует о достаточно хорошей смачиваемости и, следовательно, о потенциальной бездефектности в структуре литых композитов «медь-карбид хрома». В работе [17] в медной матрице были получены частицы карбидов хрома размерами не более 1 мкм. Синтез материалов системы Cu-Cr-C в работе [17] проводился методом открытой плавки, однако при введении хрома и графита непосредственно в медный расплав возникали сопряженные с используемой технологией открытой плавки проблемы насыщения металлического расплава кислородом и окисления образующихся карбидов. Авторы работы [18] использовали для получения композиционных материалов оригинальную установку, в которой пропитывали смесь порошков хрома и графита расплавом меди или пропитывали порошок графита расплавом Cu-Cr при низкочастотной продольной вибрации графитового тигля. В этой работе было определено влияние параметров данного метода получения материалов на фазовый состав образующихся включений. Согласно исследованиям [18] преобладающими включениями в экспериментальных образцах системы Cu-Cr-C являлись частицы карбидов хрома, однако в некоторых образцах было обнаружено наличие свободного

графита и выделение хрома. Также было определено влияние термообработки и воздействие низкочастотных колебаний на размер и распределение упрочняющих частиц.

Следует отметить, что ни в одной из перечисленных выше работ не приводится фазовая диаграмма системы Cu-Cr-C. Взаимодействия, происходящие в условиях существования металлического расплава, в данной системе изучены не достаточно и требуют дальнейших исследований.

Для моделирования фазовой диаграммы тройной системы Cu-Cr-C, а также необходимо проанализировать сведения о диаграммах бинарных систем Cu-Cr, Cr-C, Cu-C [19-22] в интересующем нас интервале температур 1100-1500°C.

Углерод обладает ограниченной растворимостью как в твердой, так и в жидкой меди [19,20]. Растворимость углерода в жидкой меди составляет для температуры 1100°C всего лишь величину 10^{-5} мас. %, а для температуры 1500°C не превышает 10^{-3} мас. %.

Согласно фазовой диаграмме системы Cu-Cr [19] хром обладает ограниченной растворимостью в металлическом расплаве на основе меди: для температуры 1100°C растворимость хрома в жидкой меди составляет порядка 2 мас. %; для температуры 1300°C – не более 7 мас. %; для температуры 1500°C порядка 20 мас. %. Следует отметить, что растворимость хрома в твердой меди очень мала и не превышает 0,02 мас. %, поэтому сплавы системы Cu-Cr относятся к дисперсионно-твердеющим.

Сведения о системе Cr-C обобщены в работе [20], согласно этим данным в системе имеются три нестехиометрических карбида: Cr_{23}C_6 (характер плавления – инконгруэнтный, температура плавления составляет 1576°C); Cr_7C_3 (характер плавления – конгруэнтный, температура плавления составляет 1766°C); Cr_3C_2 (характер плавления – инконгруэнтный, температура плавления составляет 1811°C).

Предварительное моделирование фазовых диаграмм двойных систем показало достаточно хорошее совпадение с литературными данными [17-20], что дает основания рассчитывать на адекватность моделирования, проводимого для трехкомпонентной системы.

Фазовая диаграмма (поверхность ликвидуса) тройной системы Cu-Cr-C рассчитывалась с использованием тех же термодинамических характеристик, которые применялись для расчета диаграмм бинарных систем. Моделирование проводилось для интервала температур 1100°C- 1500°C. За основную жидкую фазу при расчете поверхности ликвидуса принимался медный расплав.

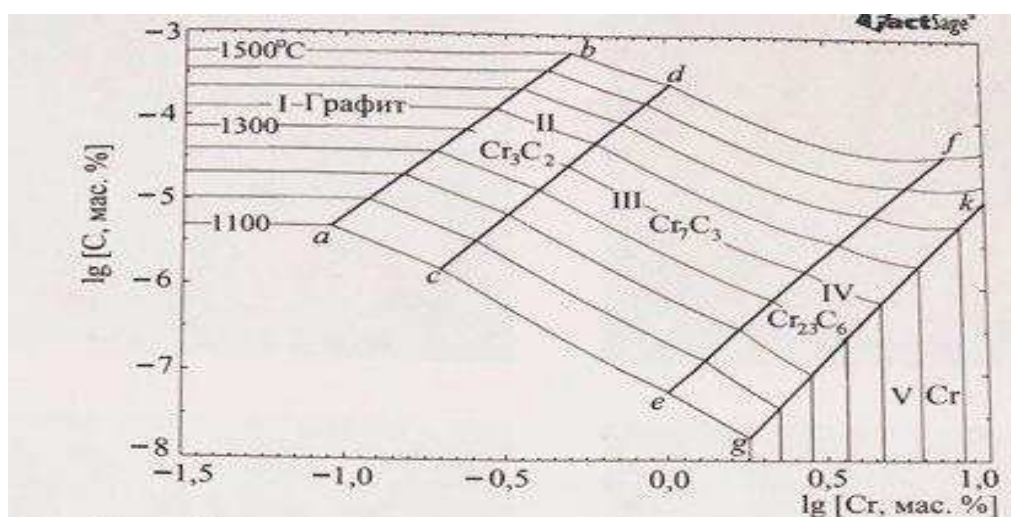


Рисунок 8. Результаты моделирования участка поверхности ликвидуса фазовой диаграммы системы Cu-Cr-C для интервала температур 1100°C- 1500°C

Таблица - 3. Составы экспериментальных образцов результаты измерения микротвердости HV

№ п/п	Cr, мас. %	Cu, мас. %	HV (литое состояние)	
			Центр образца (без частиц карбидов)	Верх образца (в зоне контакта расплава с графитом): «карбидные поля»
1	0,50	Остальное	108	139
			108	137
			105	143
2	1,80	Остальное	125	174
			139	186
			130	173

Результаты моделирования участка поверхности ликвидуса фазовой диаграммы системы Cu-Cr-C приведены на рис. 8. На осях координат отложены десятичные логарифмы концентраций (в мас. %) хрома и углерода, растворенных в медном расплаве. На диаграмме определены границы областей термодинамической стабильности фаз, присутствующих в системе: область I отвечает равновесию расплава на основе меди с графитом; II – с карбидом хрома Cr_3C_2 ; область III с карбидом хрома Cr_7C_3 ; IV – с карбидом хрома Cr_{23}C_6 ; область V- с твердым раствором на основе хрома. Линия a – b соответствует тройному равновесию «расплав на основе меди – графит – карбид Cr_3C_2 »; линия c – d – «расплав на основе меди – карбид Cr_3C_2 – карбид Cr_7C_3 »; линия e – f – «расплав на основе меди – карбид Cr_7C_3 – карбид Cr_{23}C_6 »; линия g – k «расплав на основе меди – карбид Cr_{23}C_6 – $\text{Cr}_{\text{тв.р.}}$ ».

Составы экспериментальных образцов приведены в таблице. Для синтеза экспериментальных образцов использовали электролитическую медь (частота 99,99 %), электролитический хром (частота 99,99 %) и порошок графита с размером частиц порядка 300 мкм. Необходимое количество меди хрома сплавляли в алуновом тигле при температуре (1400+ -20) в течении 10 минут в восстановительной атмосфере. Охлаждение проводили на воздухе.

Достоинством использованной методики по сравнению с методикой, описанной в работе [15], является то, что графит при проведении плавки одновременно выполняет несколько функций. Он выступает и как легирующий элемент, растворяясь в медном расплаве при высоких температурах и реагирует с хромом, и как покров, предотвращающий расплав на основе меди от окисления.

После выплавки экспериментальные образцы разрезались вдоль выбранной оси и поверхности разреза полировались для исследования на растровом электронном микроскопе JEOL JSM-6460LV, оснащенный энергодисперсионным спектрометром фирмы «Oxford Instruments» для

проведения качественного и количественного микрорентгеноспектрального анализа (МРСА). Структура экспериментальных образцов приведена на рисунке 2.

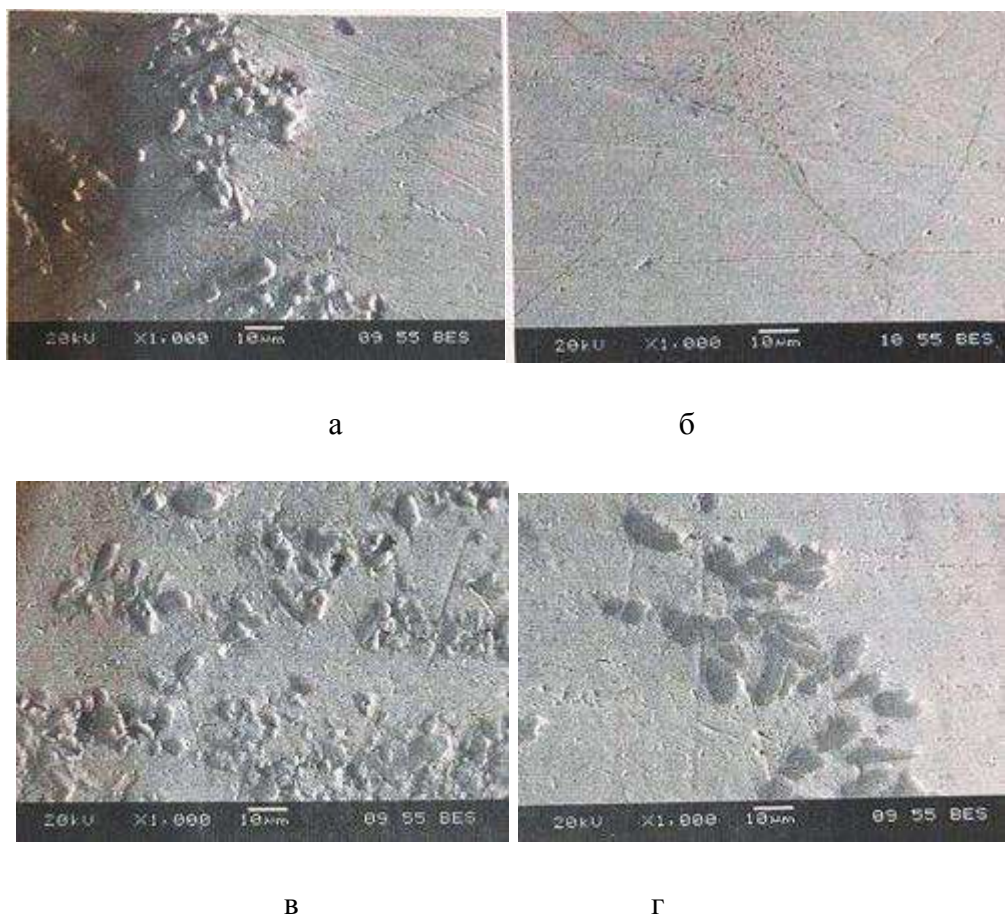


Рисунок 9. Структура экспериментальных образцов: а – верхняя часть образца №1 (место контакта расплава с графитом); б – центральная часть образца №1; в – верхняя часть образца №2 (место контакта расплава с графитом); г – центральная часть образца №2

Строение верхней части (зоне контакта расплава с графитом) и центральной части образцов значительно различаются. Согласно данным МРСА в верхней части слитков наблюдаются выделения карбидов хрома, образующих «карбидные поля». В центре слитков можно наблюдать выделение твёрдого раствора на основе хрома.

Для образца №1 зона «карбидных полей» имеет протяженность порядка 460 – 600 мкм от верхнего края образца, далее частицы карбидов хрома не встречаются. Соотношений хрома к углероду в карбидных включениях, согласно МРСА, варьируется и составляет $\text{Cr/C} = 1,477/1,729$, что

соответствует карбиду хрома Cr_3C_2 . Размеры частиц карбидов, согласно результатам исследования на растровом электронном микроскопе, не превышает 10 мкм.

Для образца №2 зона «карбидных полей» имеет протяженность порядка 480-760 мкм от верхнего края образца, далее (также как и в зоне №1) карбиды хрома не встречаются. Соотношение хрома к углероду во включениях составляет $\text{Cr/C}=2,528/2,838$, что соответствует карбиду хрома Cr_7C_3 . Размер упрочняющих частиц в основном составляет 5-10 мкм, однако отдельные частицы могут достигать 15 мкм.

В структуре экспериментальных образцов можно наблюдать хорошее сцепление (без видимых дефектов и пор) частиц карбидов хрома с медной матрицей, что совпадает с результатами исследования [14].

Также на шлифах экспериментальных образцов были проведены измерения микротвердости по Виккерсу HV микротвердомером FUTURE-TECH – 800 с программным обеспечением Thixomet PRO при нагрузке 100 г не менее чем в трех местах для каждого образца. Результаты измерения представлены в таблице. Значения микротвердости, полученные в «карбидных полях», сопоставимы со значениями, полученными авторами работ [15,16]. Достаточно высокие показатели HV, полученные в центре образцов (без карбилов), можно объяснить выделениями хрома (см. рис 9).

1.5 Заключение по литературному обзору и постановка задач для исследования

Проведенные теоретические и экспериментальные исследования взаимодействия меднохромового расплава с графитом. С применением программного пакета FactSage проведено моделирование поверхности ликвидуса медного угла фазовой диаграммы системы Cu-Cr-C, начиная с концентраций хрома в расплаве порядка 0,1 мас. % при 1100°C, могут

образовываться карбидные включения. При проведении экспериментального исследования установлено, что частицы карбидов хрома образуются при выдержке металлического расплава в контакте с графитом. Структура экспериментальных образцов указывает на хорошее (без дефектов) сцепление с матрицей образующихся частиц карбидов хрома. Дисперсные частицы формируют «карбидные поля» с повышенной твердостью по сравнению с основным металлом. Такие участки сосредоточены вблизи от поверхности контакта металлического расплава с графитом. Результаты работы могут представлять интерес для анализа процесса выплавки бронз, содержащих хром, так как данный процесс проводится с использованием углеродосодержащих компонентов. Также результаты работ могут быть полезны для создания технологии получения металломатричных композиционных материалов на основе меди.

Техническая медь имеет низкую прочность и износоустойчивость, плохие литейные и антифрикционные свойства. Этих недостатков лишены сплавы на медной основе – латуни и бронзы. Однако эти улучшения достигаются за счет ухудшения тепло – и электропроводности. Например, 0,2 % Be (мас %) снижают электропроводность меди на 30 %, а 0,2 % Fe (мас %) на 50%.

Имеются особые случаи, когда нужно сохранить высокую электро – или теплопроводность меди, но придать ей жаропрочность или износостойкость.

При нагревании меди выше температуры рекристаллизации (150–240 °С) происходит резкое снижение предела текучести и твердости. Это затрудняет использование меди в электродах для контактной сварки. Существенное увеличение температуры рекристаллизации меди дает серебро и цирконий. Например, введение 0,05 % Ag увеличивает температуру рекристаллизации вдвое. Однако по пределу прочности и твердости при комнатных и повышенных температурах сплавы меди с серебром уступают медным сплавам с другими элементами. В качестве электродных сплавов

используют специальные медные сплавы с хромом, цирконием, никелем, кадмием (БрХ, БрХЦр, БрКН, БрКд). Электродные сплавы сохраняют относительно высокую твердость и удовлетворительно электро- и теплопроводность при температурах сварочного процесса (порядка 600 °С).

Для использования в подвижных контактах (коллекторные пластины, контактный провод) применяют медь с небольшим уровнем легирования магнием или кадмием БрКд, БрМг. Они имеют повышенную износоустойчивость при высокой электропроводности.

Для кристаллизаторов используют медь с добавками железа или олова. Такие сплавы имеют высокую теплопроводность при повышенной износоустойчивости.

Необходимые механические свойства, жаропрочность и высокая электропроводность в электродных сплавах достигается термической обработкой: закалкой, холодной деформацией и отпуском. В результате старения (отпуска) в металле выделяется мелкодисперсная избыточная фаза, упрочняющая сплав. Особенно характерными элементами, упрочняющими сплав в результате термомеханической обработки, являются хром и цирконий. Хром и цирконий образуют с медью системы с очень ограниченной растворимостью элементов. Предельная растворимость хрома при температуре эвтектики составляет около 0,65 %, а циркония около 0,11–0,15 %. С понижением температуры растворимость хрома и циркония в меди уменьшается, что является основой для термической обработки сплава и последующего увеличения его твердости через дисперсионное твердение. Для перевода этих элементов в твердый раствор сплав нагревается до температуры близкой эвтектической и затем резко охлаждается. При этом будет зафиксирован метастабильный пересыщенный твердый раствор. Выделение хрома и циркония из пересыщенного твердого раствора в дисперсном состоянии значительно увеличивает твердость и электропроводность сплава. Это выделение происходит в процессе отпуска.

Обработка закаленного сплава давлением увеличивает метастабильность твердого раствора и способствует более полному распаду его при отпуске, поэтому твердость сплава повышается, если до отпуска материал подвергнуть холодной деформации на 40–50 %. При холодной деформации за счет наклепа прочность чистой меди, например, может быть повышена с 200 до 400–450 МПа. Термомеханическая обработка существенно увеличивает прочностные характеристики дисперсно-твердеющих сплавов. Однако при температуре эксплуатации электродного сплава БрХ с 0,61 % хрома выше 530 °С происходит его разупрочнение за счет коагуляции включений хрома. Кроме того, при высоких температурах электродные сплавы могут интенсивно окисляться, образуя на торце электродов пленку. Окисление рабочей поверхности электродов, увеличивает контактное сопротивление, что приводит к их большему разогреву металла при прохождении сварочного тока и тем самым к его разупрочнению.

Бориды переходных металлов начинают окисляться при 600–700 °С, т.е. они более устойчивы в термодинамическом отношении, чем соответствующие карбиды. Отметим, что бориды наиболее устойчивы при высоких температурах в присутствии углерода. Сродство бора к переходному металлу выше, чем углерода. Таким образом, бориды отличаются высокой химической стойкостью в различных агрессивных средах, а также металлоподобностью, выражающейся в их высокой электропроводности и теплопроводности, что делает возможным их применение в качестве упрочняющей фазы в медной матрице.

Дибориды переходных металлов характеризуются высокой устойчивостью в среде кислорода. При окислении боридов кроме оксидов типа BO , B_2O_3 . Эти оксиды при высоких температурах взаимодействуют с оксидами соответствующих металлов, образуя защитные пленки слоистых соединений – нироборидов. Этим и обуславливается высокая

окалиностойкость боридов, превосходящая в большинстве случаев окалиностойкость многих карбидов.

Бориды хрома, главным образом CrB_2 , относятся к наиболее стойким к окислению материалам, сравнительно устойчивы к выделению химических реагентов.

Существует потенциальная возможность существенного увеличения комплекса свойств композиционного сплава на основе меди, за счет повышения скорости кристаллизации высоко перегретого расплава (теплота экзотермической реакции) путем закалки и последующим холодным деформированием с дальнейшим отпуском.

2. Исходные материалы, оборудование и методика проведения исследований

В качестве исходных материалов для выплавки медных расплавов во второй серии плавов использовали чистую медь М1 (ГОСТ 859-2001), хром металлический ГОСТ 5905-2004, бор аморфный ТУ 2112-001-49534202-2003 и наноразмерный углерод.

Плавки проводили в лабораторной индукционной печи Таммана (рисунок 10. – б) с графитовым тиглем. В серии экспериментов было проведено восемь плавов. Вес сплава – 628 г. В качестве литейной формы использовали цилиндрический стальной кокиль покрытый защитным покрытием: - огнеупорной краской на основе оксида кальция.



а

б

Рисунок 10 – Материалы и оборудование: а – чистая медь М1; б – лабораторная печь Таммана

В процессе разогрева тигля загружали чистую медь М1 после расплавления, которой перегревали до 1320 °С и после раскисления наноразмерным графитом в расплав вводили хром и интенсивно перемешивали графитовой мешалкой. Расплав выдерживали в графитовом тигле в течении 5 минут до полного растворения хрома, а затем в медной фольге добавляли бор, перемешивали графитовой мешалкой для синтеза в расплаве бориды хрома. После десятиминутной выдержки расплава под слоем наноразмерного графита и снятия шлака, расплав разливали.

Температуру расплава контролировали термопарой погружения типа хромель-капель. Кокиль перед заливкой был охлажден до комнатной температуры. Разливку проводили в обычный и водоохлаждаемый кокиль.



Рисунок 11 – цилиндрический стальной кокиль

Для получения сплава определенного состава были произведены расчеты шихты, расчеты производились под графитовый тигель диаметром 5

см и высотой 8 см. Зная диаметр и высоту тигля был рассчитан объем по формуле (2.1).

$$V = \pi \cdot r^2 \cdot h , \quad (2.1)$$

где V — объем тигля;

π - математическая постоянная;

r - радиус тигля;

h - высота тигля.

Плотность меди $\rho = 8,92 \text{ г/см}^3$, зная плотность и объем вычисляем массу сплава по формуле (2.2).

$$G = V \cdot \rho , \quad (2.2)$$

где — масса сплава;

V — объем тигля;

ρ — плотность металла.

Из полученных цилиндрических слитков вырезали образцы для металлографических исследований. Съёмку микроструктуры производили на микроскопе AXIO Observe.

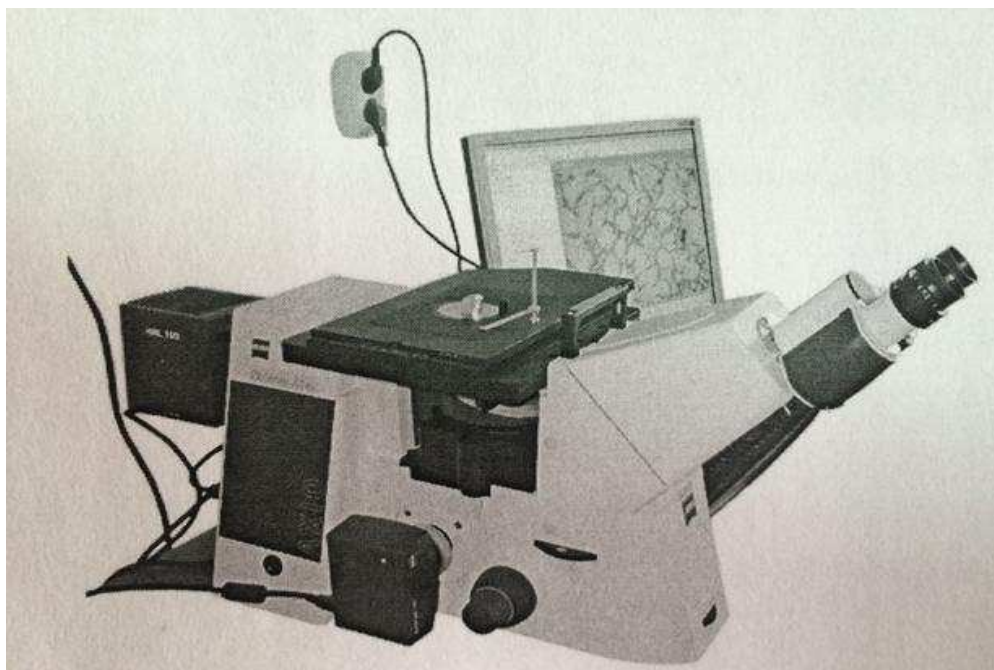


Рисунок 12. – Оптический микроскоп *Carl Zeiss Axio Observe*

3. 1 Результаты исследований и их обсуждение

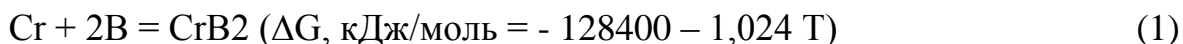
Влияние легирования меди диборидомхрома на его увеличение механических показателей и свойств проводили на кафедре МиТОМ ПИ СФУ теоретически обоснована технология производства медных сплавов систем Cu– Cr–B, основанная на легировании этих сплавов модификаторами и лигатурами.

В первой серии экспериментов проведенных в бакалавриате были проведены четыре плавки. Вес сплава – 850 г. В качестве шихты использовали: по ГОСТ № 859-2001 медь марки МЗ, 99,5 % Cu, хром металлический ГОСТ 5905-2004, бор аморфный ТУ 2112-001-49534202-2003 и наноразмерный углерод, а в качестве литейной формы конусообразный кокиль. В первой плавке раскисляли чистую медь. Во второй производили

ввод упрочняющей фазы диборида хрома 0,5 %, в третьей ввод упрочняющей фазы диборида хрома 1 %, и в четвертой 3% упрочняющей фазы.

3.2 Микроструктура композиционных сплавов системы Cu–Cr–B

В образце №1 находится меди и кислород (ярко выраженная эвтектика). Особенно это заметно по краям образца (увеличение 500 крат). В остальных образцах заметны включения, весьма распространенные по объему, но установить их природу без РЭМ не представляется возможным. Однако на основании термодинамического анализа нами установлено, возможность синтеза диборида хрома по следующим реакциям:



твердофазная реакция, может протекать реакция с учетом кислорода



Видно, что при температуре $T=1250$ К обе реакции термодинамически равноценны, но при температурах горения 1500 К

$$\Delta G(1) = -130,1; \Delta G(2) = -57,4 \text{ кДж/моль, при } 1900 \text{ К}$$

$$\Delta G(1) = -130,5; \Delta G(2) = +57,2 \text{ кДж/моль.}$$

Таким образом, протекание второй реакции с участием связанного кислорода в зоне горения при $T_{\text{г}} = 1500\text{К}$ термодинамически маловероятно, а при $T_{\text{г}} = 1800\text{-}1900\text{К}$ невозможно.

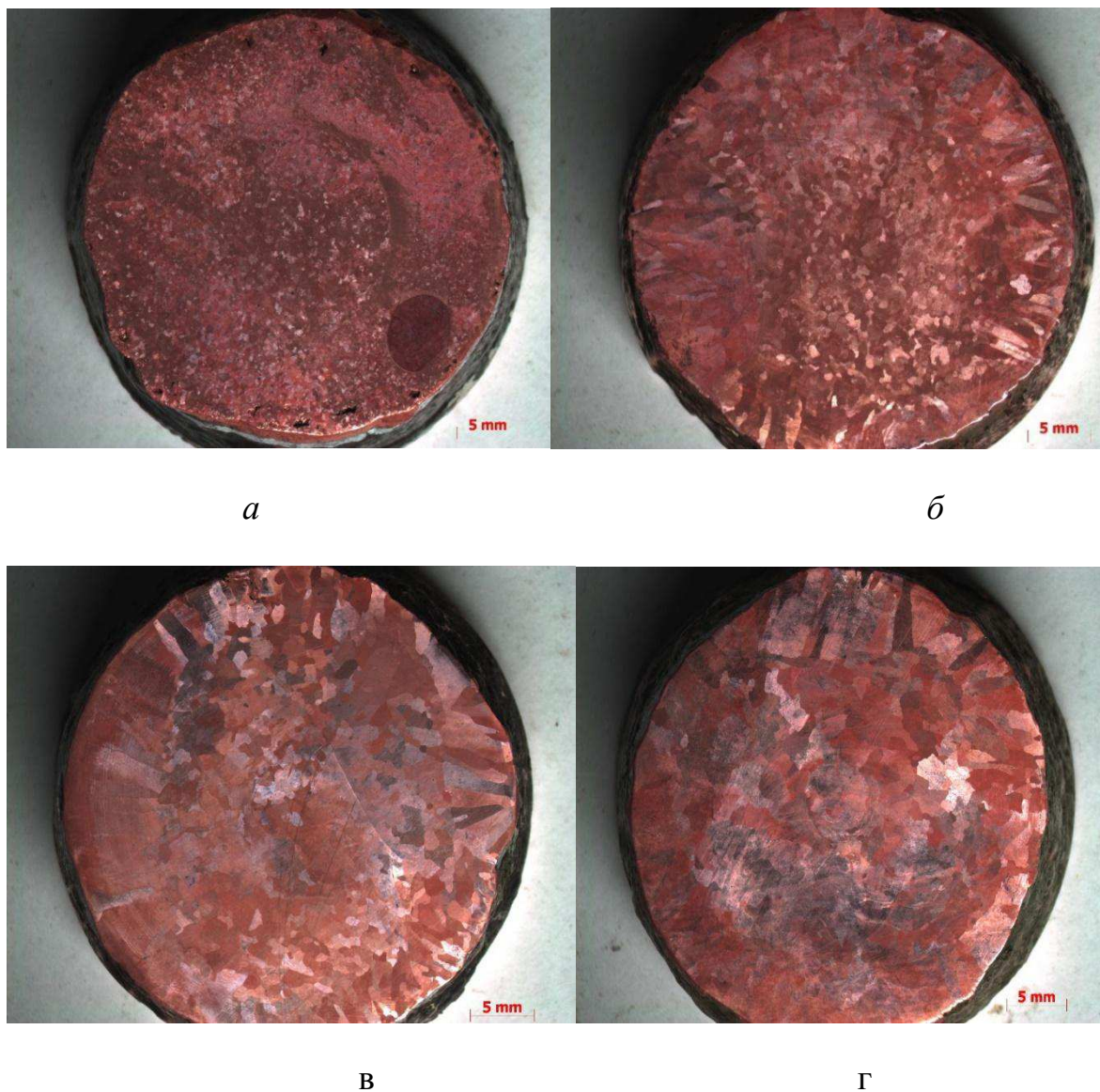


Рисунок 13 – Полученные образцы микроструктур

а – чистая медь; б – 0,5% диборид хрома; в – 1% диборид хрома; г – 3% диборид хрома

Просмотрев микроструктуру образцов видно, что по мере добавления упрочняющей фазы – диборида хрома зерно растет. Рост зерна можно объяснить протеканием экзотермических реакций приведенных выше. Реакции протекают по типу реакции горения с большим выделением тепла, в результате чего температура расплава существенно повышается. Значительный перегрев расплава способствует росту зерна при кристаллизации сплава. Образец №1 имеет самое мелкое зерно по объему, №4 – самое крупное. Чем больше содержание упрочняющей фазы, тем выше степень перегрева расплава, а следовательно и крупнее зерно (таблице №4).

В целом на структуре мы видим чистую медь, загрязненную в образце №1 кислородом и включениями. В остальных образцах ярко выраженной кислородной эвтектики не наблюдается, но включения также присутствуют.

Образец №1: зона столбчатых кристаллов отсутствует, средний размер зерна: 0,35 мм.

Образец №2: зона столбчатых кристаллов – 1,79 – 7,44 (4–5 замеров), ср: 4,55 мм. Средний размер зерна: 0,53 мм.

Образец №3: зона столбчатых кристаллов – 3,35 – 7,43 (4–5 замеров), ср: 5,32 мм. Средний размер зерна: 0,77 мм.

Образец №4: зона столбчатых кристаллов – 3,93 – 6,95 (4–5 замеров), ср: 4,57 мм. Средний размер зерна: 0,91 мм.

Зона столбчатых кристаллов в % (примерно, т.к. не везде зона имеет четкое изображение): №2: 43,84; №3: 35,18; №4: 40,18

Таблица 4 – Средний размер зерна и зоны столбчатых кристаллов

Образец №	Зона столбчатых кристаллов, мм	Средний размер зерна, мм	Зона столбчатых кристаллов в %
Образец №1	-	0,35	-
Образец №2	4,55	0,53	43,84
Образец №3	5,32	0,77	35,18
Образец №4	4,57	0,91	40,18

3.3 Твердость композиционных сплавов системы Cu–Cr–В

Твердость в образцах исследована по методу Бринелля. Результаты определения твердости представлены в таблице 5 и на рисунке 14.

Таблица 5 – твердость образцов

Образец №	Твердость центр, НВ	Твердость край, НВ	Твердость ср. НВ
-----------	---------------------	--------------------	------------------

Образец №1	44,5 – 46,6	62,6 – 48,9	51,34
Образец №2	60,2 – 69,6	59,3 – 57,9	60,03
Образец №3	72,6 – 85,5	84,0 – 72,3	78,6
Образец №4	84,0 – 77,1	104 - 101	91,53

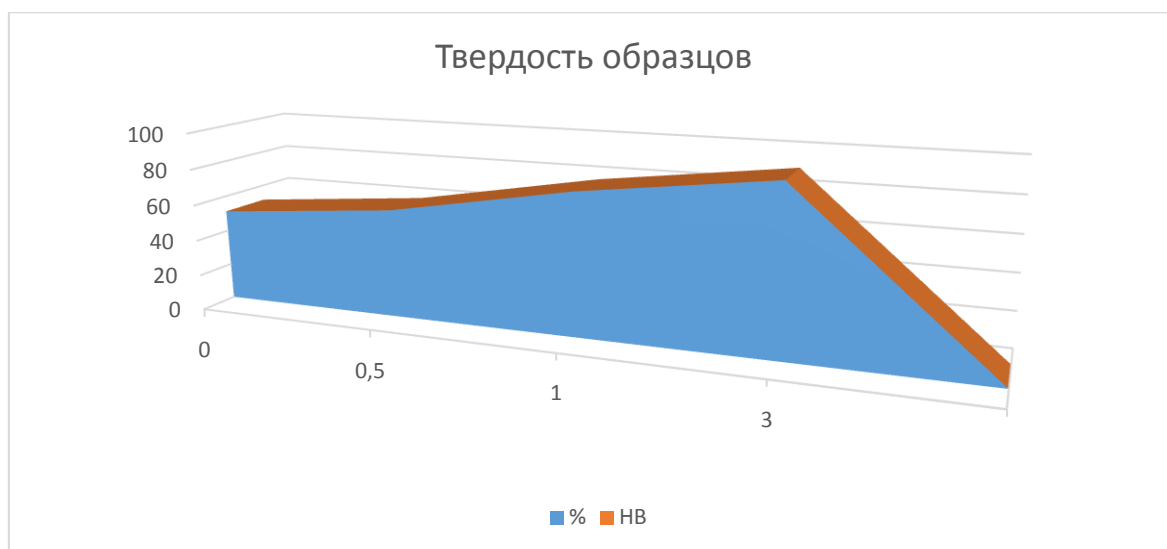


Рисунок 14 – Твердость образцов

Из графика следует, что с повышением содержания упрочняющей фазы твердость композиционного сплава возрастает. При содержании 1% упрочняющей фазы, диборида хрома твердость составляет 91,53 НВ и в дальнейшем практически не изменяется. Известно соответственно ГОСТ № 859-2001 чистая медь марки М00б имеет с содержанием 99,99 % Cu имеет твердость 45 НВ, в нашем случае в качестве исходной, принята медь марки МЗ содержащей 99,5 % Cu, твердость этой меди оказалась выше на 12 % за счет присутствия в ней примесей железа.

3.4 Влияние температуры на прочность композиционных сплавов системы Cu–Cr–В

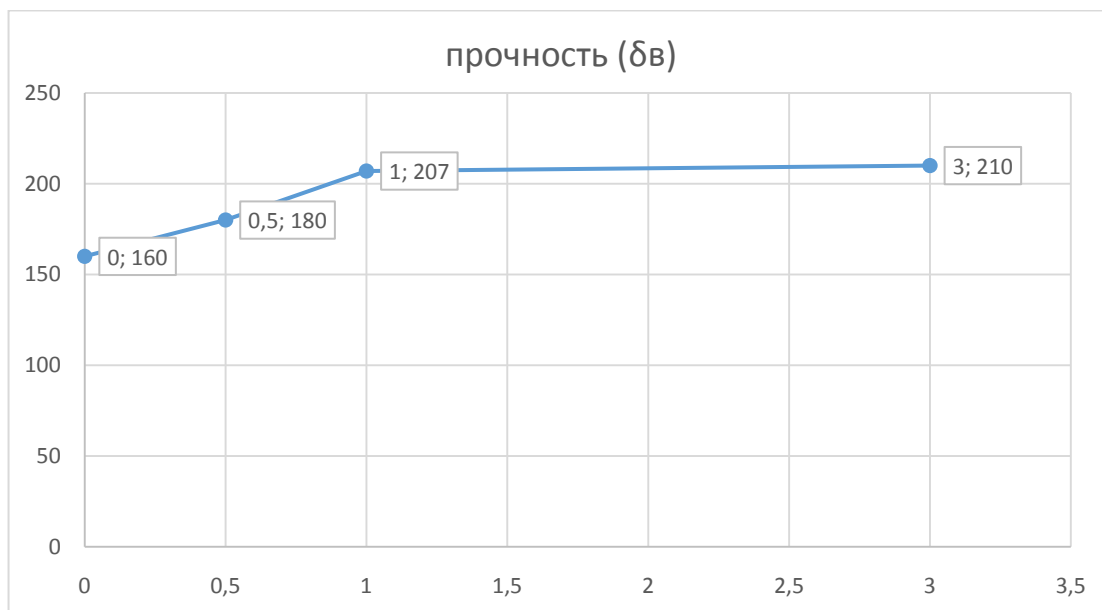


Рисунок 15 – Влияние упрочняющей фазы на прочность (σв) меди при температуре 20 °C.

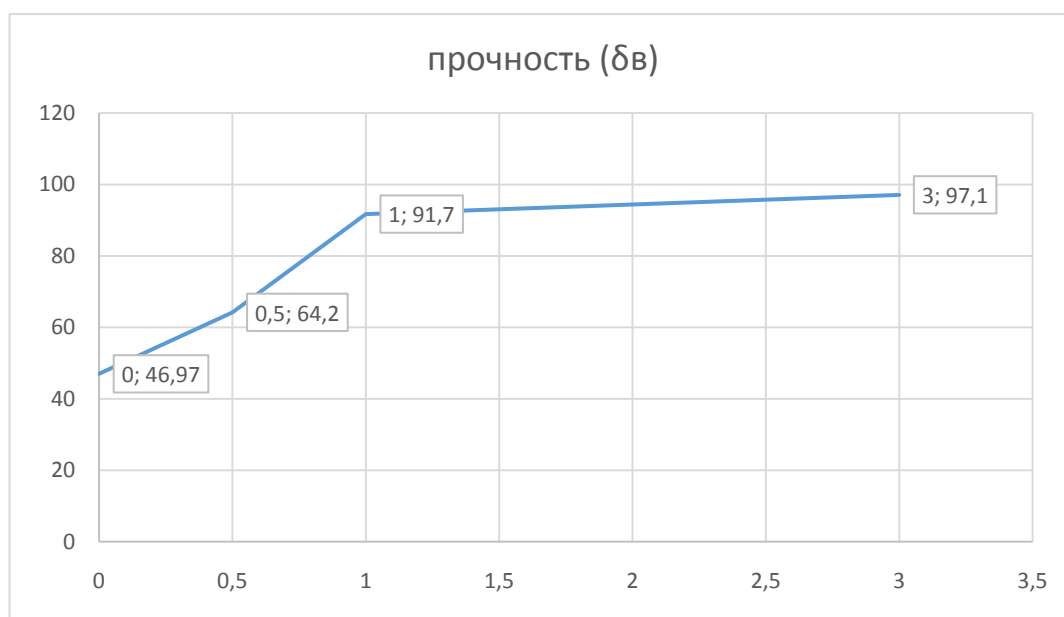


Рисунок 16 – Влияние содержания упрочняющей фазы (дихромида хрома) на прочность (σв), при температуре 350 °C.

Повышение прочности композиционного материала системы Cu–Cr–В связано с дисперсным упрочнением частицами дихромида хрома, которые препятствуют движению дислокаций в материале.

3.5 Влияние температуры на электросопротивление сплава системы Cu–Cr–B

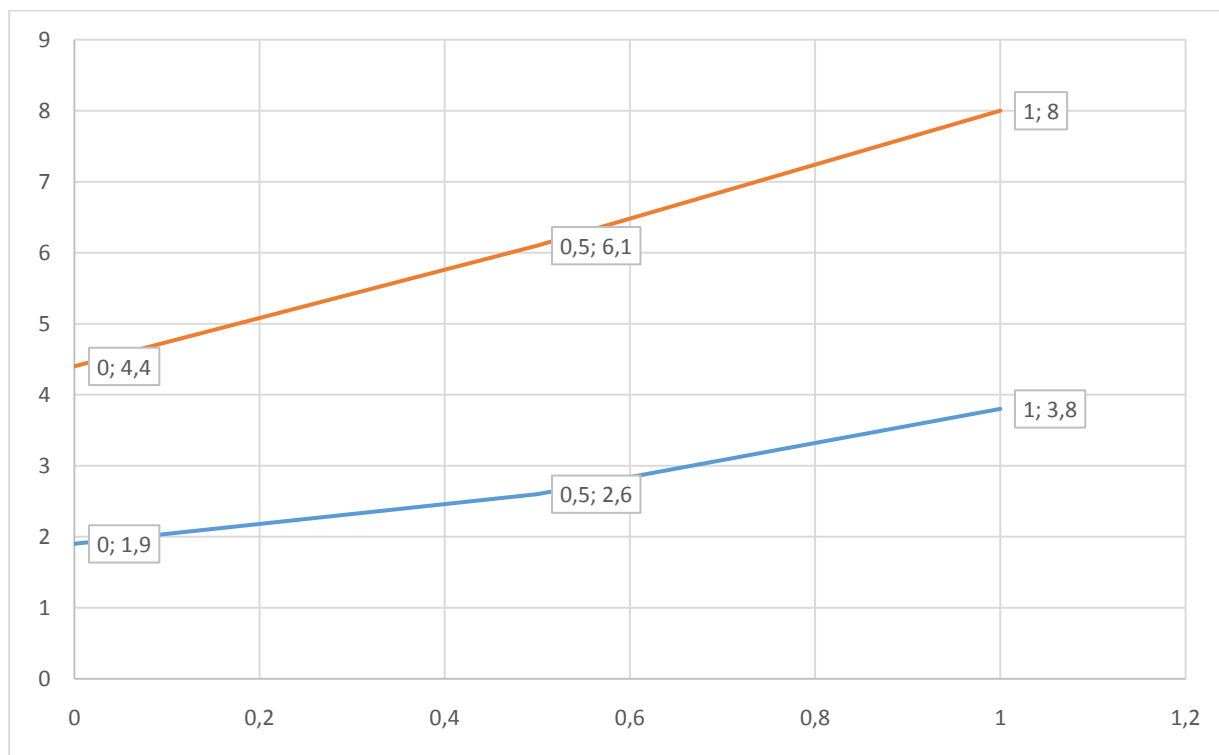


Рисунок 17 - Влияние содержания упрочняющей фазы на удельное электрическое сопротивление меди: 1 – при 20 °C; 2 – при 350 °C

Из графика влияния температуры на электросопротивление сплава видно, что по мере увеличения содержания упрочняющей фазы увеличивается электросопротивление сплава, так как, частицы упрочняющей фазы имеют большее электросопротивление чем у меди. Электросопротивление нашей исходной меди марки МЗ составляло $1,9 \times 10^{-8}$ [Ом·м], что выше чем у чистой меди марки М00б = $1,78 \times 10^{-8}$ [Ом·м]. Повышение температуры на 330 градусов приводит к потере электропроводности в 2 раза и увеличению электросопротивления. На величину электропроводности существенное влияние оказывает способ получения. Примесь железа в нашей марке меди МЗ в количестве 0,1% понижает электропроводность меди более чем в 10%, что отразилось на общей электропроводности композиционных сплавов с упрочняющей фазой. Так при 0,5% упрочняющей фазы потери составили 29,6% от

электропроводности меди марки МЗ, а при 1% потеря составила 43%, что является достаточно хорошей величиной в 70,4 и 57% остаточной электропроводности. Отметим, в случае применения в качестве исходной меди марку меди М00б или М1 остаточная электропроводность композиционного материала будет соответствовать 80,4 и 67%.

Металлографический анализ показал, что в структуре исходной меди марки МЗ присутствует эвтектика - $\text{Cu}-\text{Cu}_2\text{O}$ это свидетельствует о высоком содержании кислорода, так как раскисление расплава не проводилось. Включения упрочняющей фазы структура системы $\text{Cu}-\text{Cr}-\text{B}$ не содержит кислорода и эвтектика отсутствует, так как в данном случае проводилось раскисление перед вводом реакционной смеси. В структурах сплавов №2,3,4 наблюдается синтезированные частицы диборида хрома и их равномерное распределение в объеме образцов. Отметим, также, что с увеличением количества упрочняющей фазы увеличивается и её размер: чем больше синтезируется частиц, тем выше теплота экзотермической реакции и тем больше жидкофазный период диффузионных процессов, укрупняющих частицы.

В связи с традиционным представлением о влиянии размера зерна на твердость материала, в нашем случае рост зерна вызывает увеличение твердости материала, что объясняется превалирующей ролью упрочняющей фазы в общих факторах влияющих на твердость. Твердость возрастает по мере увеличения упрочняющей фазы с 60 НВ до 91 НВ достаточно высокий результат для литых образцов, в сравнении с твердостью хромистой бронзы после закалки БрХ1 составляет 65 НВ и хромоциркониевая бронза БрХЦр по механическим свойствам, температуре разупрочнения при нагреве, жаропрочности превосходит двойную хромовую бронзу БрХ1 и не имеет провала пластичности в интервале температур 400...650°C, её твердость после закалки соответствует 68 НВ.

Прочность нашего композиционного сплава системы Cu–Cr–В повышается пропорционально как при температуре 20°C, так и при температуре 350 °C с увеличением синтезированных частиц, которые в свою очередь препятствуют движению дислокаций в наших образцах.

Электропроводность в наших образцах в целом снизилась, но осталось соответствовать достаточно хорошей, равной электропроводности алюминия. Это обосновывается большим электросопротивлением частиц диборида хрома по сравнению с электросопротивлением меди. Повысить электропроводность сплава можно за счет применения более чистой меди марки М1.

Параллельно изучали перевод системы из гетерогенного в гомогенное. Сплав на основе меди, окисляется, как бы мы его не раскисляли получается, что в расплаве меди наряду с альфа твердым расплавом меди присутствуют Cu_2O , которые располагается по границам зерен и ухудшает свойства, необходимо было перевести систему Cu – O из микрогетерогенной в гомогенную систему. В работах уральской школы выявлено, что при перегреве до температуры 1300°C градусов резко меняются свойства, резкий перегиб говорит о структурных изменениях при температурах 1230 -1320°C потом же опять характеризуется монотонной кривой. С 1230°C существуют две жидкие фазы, а свыше 1320°C градусов образуется однородный раствор.

Для уменьшения зоны столбчатых кристаллов и получения более мелкозернистой структуры необходимо применение модифицирования. Эффект модифицирования в значительной степени зависит от условий подготовки расплава с целью получения однородного раствора, степени его переохлаждения и физико-химических свойств модификатора. Из известных модификаторов наиболее высокой модифицирующей способностью применительно к чистой меди обладает миш-металл, (редкоземельные металлы) обладающие высокой поверхностной активностью. Влияние,

которого на возможность получения мелкозернистой структуры исследовали на литых образцах из меди марки М1.

3.6 Влияние высокотемпературной обработки расплава и его модифицирования на структуру и свойства сплавов на основе меди

Качество изделий электротехнического назначения из меди и сплавов на её основе в значительной степени зависит от структуры и свойств литой заготовки. Известно, что при литье меди ввиду её высокой теплопроводности в структуре слитков наблюдаются вытянутые в направлении отвода тепла столбчатые зерна, размеры которых зависят от скорости охлаждения. Аналогичная структура получена нами при изготовлении литых образцов из меди МЗ, упрочненной хромом, введенным в расплав совместно с бором в количестве до 1,0 мас. %. В первой серии исследований проведенной в дипломной бакалаврской работе получившиеся образцы отлитые в металлические формы без охлаждения присутствовала грубая структура, но тем не менее твердость и прочность возросла, с ними на ряду возросло и электросопротивление – это обосновывается большим электросопротивлением частиц диборида хрома по сравнению с электросопротивлением меди, электропроводность в наших образцах в целом снизилась, но осталась соответствовать достаточно хорошей, равной электропроводности алюминия, но нас не устраивала полученная структура. Следующая задача ставилась с увеличением скорости охлаждения, чтоб получить более мелкозернистую (изотропную) структуру.

Для получения упрочненного сплава жидкую медь марки М1 перегревали до 1300 °С и после раскисления наноразмерным графитом в расплав вводили хром. Расплав выдерживали в графитовом тигле в течении 5 минут до полного растворения хрома, а затем в медной фольге добавляли бор для синтеза в расплаве борида хрома. После десятиминутной выдержки

расплава под слоем наноразмерного графита и снятия шлака расплав разливали в водоохлаждаемый стальной кокиль. Из полученных цилиндрических слитков вырезали образцы для металлографических исследований. Съёмку микроструктуры производили на микроскопе AXIO Observe 40 MAT при увеличении $\times 100$, $\times 200$ крат. На рисунке 1 приведены макро- и микроструктуры литых образцов.

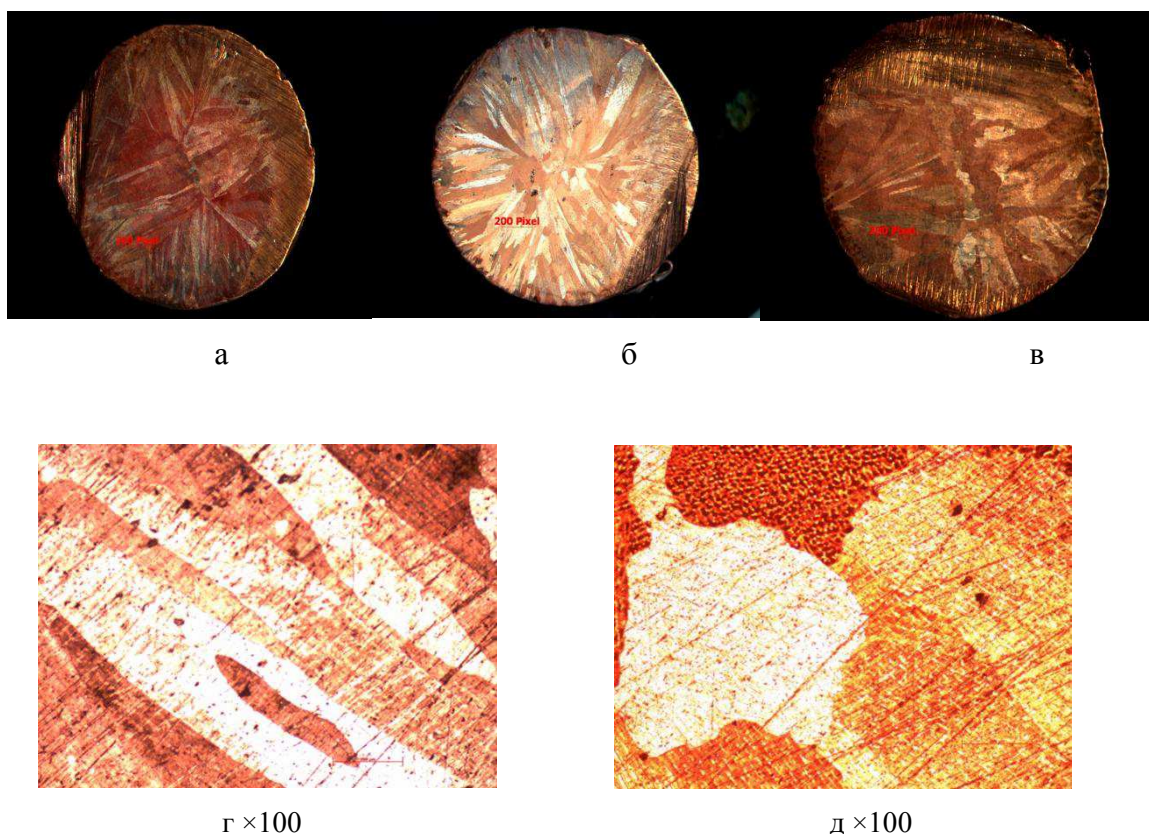


Рис. 18 – Макроструктура (а, б, в) и микроструктура (г, д) образцов на основе меди, полученных в водоохлаждаемом стальном кокиле: а, г (сплав 3.05); б, д (сплав 8.05); в (сплав 2.1)

Анализ макроструктуры образцов рисунок 1а, 1б, 1в показал, что независимо от количества введенных в расплав хрома и бора она характеризуется столбчатым строением. Легирующие добавки меняют вид зерен. Они направлены от поверхности в центр образца и имеют различное строение. Чем меньше суммарное содержание легирующих добавок, тем

более вытянутую морфологию имеет зерно. При одинаковом содержании вводимых добавок некоторые различия в структуре образца связаны, по-видимому, с особенностями охлаждения опытных образцов. Столбчатая структура имеет большую протяженность границ между структурными зонами и обладает анизотропией свойств и отрицательно сказывается на свойствах, особенно если эта заготовка будет подвергаться давлению.

Об этом свидетельствуют неравномерные значения твердости по сечению образцов, которые определяли на микротвердомере марки ДМ8
таблица 6.

Таблица – 6 Измерение твердости меди по сечению литого образца

Маркировка образца и расчетное содержание компонентов сплава, мас. %	Твердость HV							Среднее значение твердости
Cu-99,5 3.05 Cr-0,35 B-0,15	70,1	69,6	69,3	63,4	68,8	77,9	68,5	69,6
Cu-99,5 8.05 Cr-0,35 B-0,15	69,4	72,8	71,8	72,8	69,6	71,5	73,8	71,6
Cu-99,0 2.1 Cr-0,69 B-0,31	74,2	71,5	72,2	67,3	67,3	66,6	90,0	72,7

Измерение твердости проводили в 7 точках во всех структурных зонах при нагрузке 200 кгс. Наибольшую твердость по Виккерсу HV имеет центр образца, а наименьшую – его поверхность. Среднее значение твердости исследуемых образцов находится в пределах 69,6-72,7 HV, что в 1,9 раза выше твердости литой меди без легирующих добавок. Исследование микроструктуры подтверждает столбчатое строение литых образцов. Столбчатые зерна имеют разную окраску, что связано с частичным растворением в меди легирующих компонентов, а также возможным

присутствием в теле зерна упрочняющей фазы TiB_2 , которую еще следует идентифицировать.

Для уменьшения зоны столбчатых кристаллов и получения более мелкозернистой структуры необходимо применение модифицирования. Руководствуясь этим, была проведена серия экспериментов на чистой меди для того, чтобы оценить возможность выбранного модификатора на получение более однородной (ячеистой) структуры. Эффект модифицирования в значительной степени зависит от условий подготовки расплава с целью получения однородного раствора, степени его переохлаждения и физико-химических свойств модификатора. Из известных модификаторов наиболее высокой модифицирующей способностью применительно к чистой меди обладает миш-металл, в состав которого входят редкоземельные металлы Ce, Nd, La и др., обладающие высокой поверхностной активностью. Влияние модификатора на возможность получения мелкозернистой структуры исследовали на литых образцах из меди марки М1. Одновременно изучали роль перегрева расплава и скорости его охлаждения. Установлено, что высокий перегрев расплава меди до 1320°C с последующей заливкой его в стальной кокиль способствует переходу от столбчатой структуры к округлой зернистой структуре, а при увеличении скорости охлаждения за счет заливки расплава в водоохлаждаемый стальной кокиль наблюдается измельчение кристаллической структуры рис. 19.

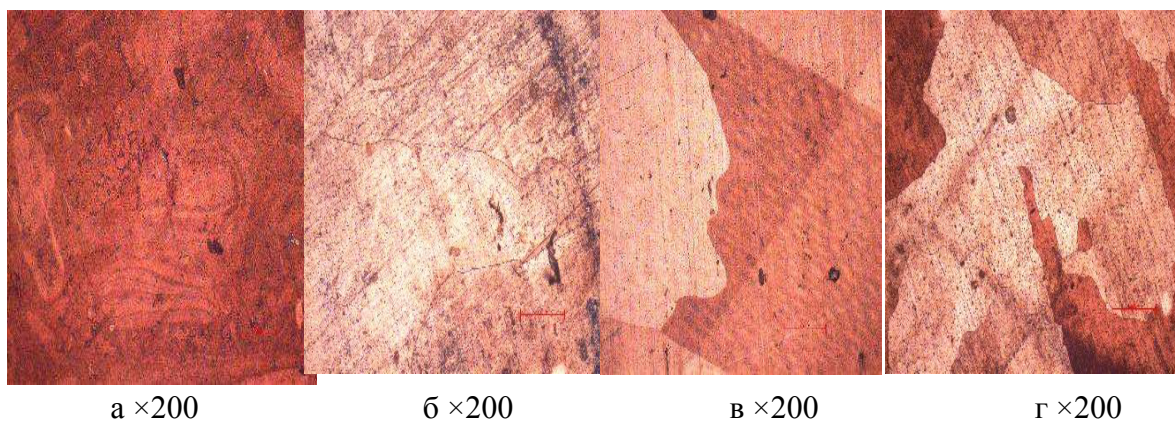


Рисунок 19 – Микроструктура образцов меди марки М1 в зависимости от количества введенного модификатора (а, б, в) и скорости охлаждения (в, г): а – без

модификатора; б – 0,03 % модификатора; в – 0,1 % модификатора; г – 0,1 % модификатора
(водоохлаждаемый кокиль)

При анализе микроструктуры образцов меди подтверждено положительное влияние предварительной подготовки расплава к модифицированию. Выявлено, что при введении в расплав меди миш-металла в количестве 0,1 мас. % и последующей заливки и затвердевании металла в водоохлаждаемом кокиле существенно измельчается кристаллическая структура и повышаются механические свойства меди.

Результаты последнего исследования находятся на металлографических исследованиях на структуру и свойства изучаются в настоящее время. На основании нами проведенных исследований мы можем утверждать, что полученные результаты свойств и требуемой структуры будут соответствовать результатам проделанной работе по влиянию высокотемпературной обработки расплава и его модифицирования на структуру и свойства сплавов на основе меди, и композиционных сплавов на основе меди для электродов контактной сварки.

Заключение

Исследованы особенности кристаллизации и формирование структуры композиционных сплавов системы Cu-Cr-B

– Изучены особенностей приготовления медных сплавов системы Cu-Cr-B и особенностей формирования структуры литых заготовок влияющих на их свойства;

– Исследовали роль влияния скорости охлаждения на структуру композиционного сплава Cu-Cr-B;

– Исследовано комплексное влияния перегрева расплава до гомогенного состояния, скорости охлаждения и модифицирования миш-металлом на формирование структуры на примере чистой меди.

СПИСОК ИСПОЛЬЗУЕМЫХ ИСТОЧНИКОВ

1. Long, B. D. Fabrication of high strength Cu-NbC composite conductor by high pressure torsion / B. D. Long, M. Umemoto, Y. Todaka et al. // Mater. Sci. Eng. A. – 2011. – V. 528. – P. 1750-1756.
2. Palma, R. H. Performance of Cu-TiC alloy electrodes developed by reaction milling for electrical-resistance welding / R. H. Palma, A. H. Sepúlveda, R. A. Espinoza et al. // J. Mater. Proc. Technol. – 2005. – V. 169. – № 1. – P. 62-66.
3. Бодрова, Л. Е. Получение литых сплавов Cu-WC электротехнического назначения / Л. Е. Бодрова, Э. А. Пастухов, А. В. Долматов, Э. А. Попова, Э. Ю. Гойда // Расплавы. – 2010. – № 5. – С. 10-13.
4. Alkin, R. M. // Journal of Metals. – 1997. – P. 3539.
5. Бабкин, В. Г. Литые металломатричные композиционные материалы электротехнического назначения / В. Г. Бабкин, Н. А. Терентьев, А. И. Перфильева // Журнал Сибирского федерального университета. Техника и технологии. – 2014. – Т. 7. № 4. – С. 416-423.
6. Davidson, D. L. // Journal of Metals. – 1997. – № 8. – P. 34.
7. [Электронный ресурс] <http://k-svarka.com/content/triebovaniia-k-splavam-eliektrodiv-kontaktnykh-mashin>
8. [Электронный ресурс] <http://k-svarka.com/content/triebovaniia-k-eliektrodam>
9. Наполнители для полимерных композиционных материалов: Справочное пособие / Под ред. Г. С. Каца и Д. В. Милевски. – М.: Химия, 1981. – 672 с.
10. Перепелкин, К. Е. Структура и свойства волокон / К. Е. Перепелкин. – М.: Химия, 1985. – 208 с.
11. Композиционные материалы [Электронный ресурс] // Физическая энциклопедия. – Режим доступа: http://dic.academic.ru/dic.nsf/enc_physics/3546/КОМПОЗИЦИОННЫЕ
12. Портной, К. И. Дисперсно-упрочненные материалы / К. И. Портной, Б. Н. Бабич. – М.: Металлургия, 1974. – 200 с.
13. Осинцев, О. Е. Медь и медные сплавы. Отечественные и зарубежные марки: Справочник / О. Е. Осинцев, В. Н. Федоров. – М.: Машиностроение, 2004. – 336 с.

14. Коттрелл, А. Х. Дислокации и пластическое течение в кристаллах: Пер. с англ. / А. Х. Коттрелл. – М.: Металлургиздат, 1958. – 267 с.
15. Березин, В. Б. Справочник электротехнических материалов: 3-е изд. / В. Б. Березин, Н. С. Прохоров, Г. А. Рыков, А. М. Хайкин. – М.: Энергоатомиздат, 1983. – 399 с.
16. S. SHEIBANI, S. HESHMATI-MANESH, A. ATAIE. Synthesis of nanocrystalline cu-cr alloy by mechanical alloying // International Journal of Modern Physics: Conference Series. 2012. Vol. 5. P. 496–501
17. С.А. Оглезнева, О.П. Морозов. Разработка материалов электродов-инструментов системы медь-неметалл для электроэрозионной обработки // Вестник ПНИПУ. Машиностроение. Материаловедение. 2014. № 3. С. 72-83.
18. C. Nicolicescu , M. Miclău , V.H. Nicoară. Wear Behavior of Materials Based on Cu/Cr and Cu/Cr/W used for Welding Electrodes // Tribology in Industry. 2014. №4 (36). P. 348-353.
19. Qing Zhao, Zhongbao Shao, Chengjun Liu, Maofa Jiang, Xuetian Li, Ron Zevenhoven, Henrik Saxén: Preparation of Cu-Cr alloy powder by mechanical alloying, Journal of Alloys and Compounds, Vol. 607, pp. 118-124, 2014.
20. Просвиряков А.С, Самошина М.Е., Попов В.А. Структура и свойства композиционных материалов на основе меди, упрочненных алмазными наночастицами методом механического легирования // Металловедение и термическая обработка металлов. 2012. № 6(684). С 31-34.
21. Просвиряков А.С. Оценка термической стабильности композиционного материала Cu-50%Cr, полученного методом механического легирования // Металловедение и термическая обработка металлов. 2013. № 6 (696). С. 25-28.
22. Ловшенко Ф.Г., Лошенко Г.Ф., Лозиков И.А. Литые хромсодержащие бронзы, получаемые с применением механически легированных лигатур//Литье и металлургия. 2012. №6. С. 131-135.
23. Бодрова Л.Е., Попова Э.А., Пастухов Э.А., Долматов А.В., Гойда Э.Ю. Синтез карбидов ниобия в медных расплавах // Металлы. 2010. №5. С. 64-68.
24. Бодова Л.Е., Пастухов Э.А. Взаимодействие карбида ванадия с расплавами алюминия и меди // Расплавы. 2012. № 5. С. 70-73.
25. Бодрова Л.Е., Пастухов Э.А., Э.Ю. Гойда, Шубин А.Б., Еремина М.А. О механизмах упрочнения меди карбидами ниобия // Расплавы. 2013. №6. С. 23.

Федеральное государственное автономное
образовательное учреждение
высшего образования
«СИБИРСКИЙ ФЕДЕРАЛЬНЫЙ УНИВЕРСИТЕТ»

Политехнический институт
Кафедра «Материаловедения и технологии обработки материалов»

УТВЕРЖДАЮ

Заведующий
кафедрой

В. И. Темных
подпись инициалы,
фамилия

« » 2018г.

МАГИСТЕРСКАЯ ДИССЕРТАЦИЯ

Композиционные сплавы на основе меди для электродов контактной сварки

22.04.01 Материаловедение и технологии материалов

22.04.01.04 Синтез и литьё новых металлических материалов

Научный руководитель

Бабкин 26.06.18
подпись, дата

профессор, д.т.н
должность, ученая степень

В.Г. Бабкин
инициалы, фамилия

Выпускник

Костромин
подпись, дата

И.М. Костромин
инициалы, фамилия

Рецензент

Пихутин 26.06.18
подпись, дата

н.с. ООО НПЦ МГД, к.т.н
должность, ученая степень

И.А. Пихутин
инициалы, фамилия

Красноярск 2018г.

Министерство образования и науки РФ
Федеральное государственное автономное образовательное учреждение
высшего образования
«СИБИРСКИЙ ФЕДЕРАЛЬНЫЙ УНИВЕРСИТЕТ»

Политехнический институт
институт
Материаловедения и технологии обработки материалов
Кафедра

УТВЕРЖДАЮ

Заведующий кафедрой
Темных В.И.

подпись

инициалы, фамилия



«_____» _____ 2016 г.

ЗАДАНИЕ
НА ВЫПУСКНУЮ КВАЛИФИКАЦИОННУЮ РАБОТУ
в форме магистерской диссертации

Магистру Костромину Илье Мерабовичу

Группа МТ 16-01М Направление (специальность) 22.04.01
Материаловедение и технологии материалов

Тема выпускной квалификационной работы: «Композиционные сплавы на основе меди для электродов контактной сварки»

Утверждена приказом по университету № 16290/с от 22.11.2016 г.

Руководитель ВКР Бабкин Владимир Григорьевич, д-р тех. наук, профессор

Исходные данные для ВКР информационный обзор, исследования на кафедре

Перечень разделов ВКР:


1. Литературный обзор.
 2. Исходные материалы, экспериментальное оборудование и методы исследования.
 3. Результаты опытов и их обсуждение.
- Перечень графического материала.

Руководитель ВКР


подпись, дата

д-р техн. наук, профессор Бабкин В.Г.
должность, ученая степень, инициалы, фамилия

Задание принял к исполнению


подпись, дата

И. М. Костромин
инициалы, фамилия

« _____ » _____ 2016 г.